

VŠB – Technická univerzita Ostrava

Fakulta strojní

Katedra mechanické technologie

Zjišťování hloubky nauhličené vrstvy v závislosti na
parametrech nauhličování

Determination of Carburization Depth According to the
Parameters of Carburizing

Student:

Bc. Jiří DEDEK

Vedoucí diplomové práce:

doc. Ing. František KRISTOFORY, CSc.

Ostrava 2009

Prohlášení studenta

Prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci včetně příloh vypracoval samostatně pod vedením vedoucího diplomové práce a uvedl jsem všechny použité podklady a literaturu.

V Ostravě

.....

podpis studenta

Prohlašuji, že

- byl jsem seznámen s tím, že na moji diplomovou (bakalářskou) práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. – autorský zákon, zejména §35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního a §60 – školní dílo.
- beru na vědomí, že Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB-TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou (bakalářskou) práci užít (§35 odst. 3).
- souhlasím s tím, že jeden výtisk diplomové (bakalářské) práce bude uložen v Ústřední knihovně VŠB-TUO k prezenčnímu nahlédnutí a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové (bakalářské) práce. Souhlasím s tím, že údaje o diplomové (bakalářské) práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO.
- bylo sjednáno, že s VŠB-TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona.
- bylo sjednáno, že užít své dílo – diplomovou (bakalářskou) práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB-TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB-TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše).
- beru na vědomí, že odevzdáním své práce souhlasím se zveřejněním své práce podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, bez ohledu na výsledek její obhajoby.

V Ostravě :.....

.....
Plné jméno studenta

Adresa trvalého pobytu studenta:

Jiří Dedek
Charkovská 1259
Ostrava-Poruba
708 00

ANOTACE DIPLOMOVÉ PRÁCE

DEDEK, J. Zjišťování hloubky nauhličené vrstvy v závislosti na parametrech nauhličování. Ostrava: katedra mechanické technologie, Fakulta strojní VŠB-Technická univerzita Ostrava, 2009, 70 s. Diplomová práce, vedoucí Kristofory, F.

Diplomová práce se zabývá popisem, testováním a možnostmi optimalizace technologie chemicko-tepelného zpracování na provozu převodovkárny mezinárodního strojírenského podniku. Testy se prováděly na zařízení pracujícím v hromadné výrobě. Výsledky byly vyhodnocovány v laboratoři patřící k technologickému celku linky chemicko-tepelného zpracování.

Součástí diplomové práce jsou grafy průběhů tvrdosti získaných vzorků a fotografie jejich mikrostruktury.

ANNOTATION OF THE THESIS

DEDEK, J. Determination of Carburization Depth According to the Parameters of Carburizing. Ostrava: Department of Mechanical technology, Faculty of Mechanical Engineering VŠB-Technical University of Ostrava, 2009, 70 p. Thesis, supervisor Kristofory, F.

The thesis deals with description, testing and possibilities of the optimalization technology of the chemical heat treating in the transmission shop of the international mechanical engineering company. Tests were making in the technology working in the mass production. Results were evaluated in the laboratory which belongs to the technological unit of the chemical heat treatment line.

Parts of the diploma thesis are diagrams of the hardening process and photographs of the microstructure.

Obsah diplomové práce

Seznam obrázků	8
Seznam použitých označení a symbolů:	10
Úvod	12
1 Vliv tepelného zpracování oceli na mechanické vlastnosti materiálu	13
1.1 Železo-uhlík, Fe-C, Fe-Fe ₃ C	14
1.1.1 Body přeměny	16
1.1.2 Vliv slitinových prvků na diagram Fe-Fe ₃ C	17
1.1.3 Struktury vzniklé při ochlazování	20
1.1.4 Struktury vznikající při ohřevu	25
2 Tepelné zpracování	28
2.1 Kalení	28
2.1.1 Kalicí teplota	28
2.1.2 Ochlazování a prokalitelnost	29
2.2 Popouštění	31
2.2.1 Popouštěcí křehkost	31
3 Metody chemicko-tepelného zpracování	33
3.1 Cementace	34
3.1.1 Cementace v plynu	35
3.1.2 Kontrola uhlíkového potenciálu	36
4 Linka chemicko-tepelného zpracování	41
4.1 Stávající zařízení linky chemicko-tepelného zpracování	46
4.1.1 Předehřívací a odmašťovací pec	46
4.1.2 Nauhličovací pec	47
4.1.3 Generátor endoplynu	50
4.1.4 Kalicí lázeň	51
4.1.5 Mycí stroj	53
4.1.6 Popouštěcí pec	54
4.1.7 Tryskací stroj	54
4.1.8 Ofukovací stroj	56
5 Experimentální část	57
5.1 Příprava experimentu	58
5.2 Laboratorní vybavení potřebné pro vyhodnocování experimentů	59
5.3 Experimenty	60
5.3.1 Testování dílů z 1 technologické palety	60
5.3.2 Testování dílů z jedné vsázky	62
5.3.3 Porovnání 25 minutového a 30 minutového cyklu	64
5.3.4 Experiment s různými hodnotami uhlíkového potenciálu v pecní atmosféře	65

5.3.5	Experiment s přidáváním čpavku do zóny přípravy ke kalení 1 .	66
5.4	Vyhodnocení experimentů	68
6	Závěr.....	69
	Použitá literatura a zdroje	70
	Příloha	

Seznam obrázků

Obr. 1 Závislost mech. vlastností na obsahu uhlíku a tepelném zpracování.	13
Obr. 2 Metastabilní diagram Fe-Fe ₃ C.	15
Obr. 3 Intersticiální difúze.	19
Obr. 4 Vakanční difúze.	19
Obr. 5 Diagram IRA pro eutektoidní uhlíkovou ocel.	21
Obr. 6 Postup vzniku zárodků a růstu perlitických kolonií.	22
Obr. 7 Struktura horního a dolního bainitu.	23
Obr. 8 ARA diagram.	25
Obr. 9 Možný odhad prokaleného průměru D_o (popř. i D_I – ideální kritický průměr) podle výsledků Jominiho zkoušky a vlastností kalící lázně.	30
Obr. 10 Souvislost mezi diagramem ARA, rychlostí ochlazování a křivkou ochlazování u podeutektoidní oceli.	30
Obr. 11 Vztah mezi obsahem CO ₂ , teplotou a C_p – atmosféra vyrobena z propanu.	36
Obr. 12 Vztah mezi rosným bodem, teplotou a C_p – atmosféra vyrobena z propanu.	37
Obr. 13 Schéma konstrukce kyslíkové sondy.	38
Obr. 14 Schéma regulačního obvodu atmosféry v peci pomocí kyslíkové sondy, termočlánku a integrálního regulátoru.	40
Obr. 15 Schéma postupu vsázky přes jednotlivá technologická stanoviště na lince chemicko-tepelného zpracování.	41
Obr. 16 Prázdná technologická paleta pro součásti typu ozubených kol.	42
Obr. 17 Zaplněná technologická paleta s ozubenými koly.	42
Obr. 18 Prázdná technologická paleta pro součásti typu hřídel.	43
Obr. 19 Zaplněná technologická paleta s hřídeli.	43
Obr. 20 Znázornění 25 minutového cyklu.	44
Obr. 21 Znázornění 30 minutového cyklu.	45
Obr. 22 Předehřívací a odmašťovací pec.	47
Obr. 23 Nauhličovací pec.	49
Obr. 24 Generátor endoplynu.	50
Obr. 25 Záznam průběhu ochlazování v kalící lázni.	51
Obr. 26 Kalící lázeň.	52
Obr. 27 Mycí stroj.	53
Obr. 28 Popouštěcí pec.	54

Obr. 29 Tryskací stroj.	55
Obr. 30 Ofukovací stroj.	56
Obr. 31 Mikrostruktura – Vstupní materiál před chemicko-tepelným zpracováním (Zv. 200x).	57
Obr. 32 Průběh tvrdosti nauhličené vrstvy – sledování jednotlivých pater technologické palety.	61
Obr. 33 Průběh tvrdosti nauhličené vrstvy – porovnání krajních a středových pozic na paletě.	62
Obr. 34 Průběh tvrdosti nauhličené vrstvy – porovnání jednotlivých pozic vsázky.	63
Obr. 35 Průběh tvrdosti nauhličené vrstvy – porovnání 25 minutového a 30 minutového cyklu.	64
Obr. 36 Mikrostruktura – 25 minutový cyklus (Zv. 500x).	64
Obr. 37 Mikrostruktura – 30 minutový cyklus (Zv. 500x).	64
Obr. 38 Průběh tvrdosti nauhličené vrstvy – různé úrovně C_p během nauhličování.	65
Obr. 39 Mikrostruktura – C_p -10 % (Zv. 500x).	66
Obr. 40 Mikrostruktura – C_p -5 % (Zv. 500x).	66
Obr. 41 Mikrostruktura – C_p standard (Zv. 500x).	66
Obr. 42 Mikrostruktura – C_p +5 % (Zv. 500x).	66
Obr. 43 Průběh tvrdosti nauhličené vrstvy – cementace / nitrocementace.	67
Obr. 44 Mikrostruktura – cementace (Zv. 500x).	67
Obr. 45 Mikrostruktura – nitrocementace (Zv. 500x).	67

Seznam použitých označení a symbolů:

Zn.	Veličina	Rozměr
a_c	aktivita uhlíku	%
A_0	teplota, při níž cementit při ohřevu ztrácí a při ochlazování získává feromag. vlastnosti (Curieův bod cementitu)	$^{\circ}\text{C}$
Ac_0	teplota, při níž cementit při ohřevu ztrácí feromag. vlastnosti (Curieův bod cementitu)	$^{\circ}\text{C}$
Ar_0	teplota, při níž cementit při ochlazování získává feromag. vlastnosti (Curieův bod cementitu)	$^{\circ}\text{C}$
A_1	teplota eutektoidní přeměny	$^{\circ}\text{C}$
Ac_1	teplota eutektoidní přeměny při ohřevu	$^{\circ}\text{C}$
Ar_1	teplota eutektoidní přeměny při ochlazování	$^{\circ}\text{C}$
A_2	teplota odpovídající změně feromagnetických vlastností železa α na paramagnetické – Curieův bod feritu	$^{\circ}\text{C}$
Ac_2	teplota odpovídající změně feromagnetických vlastností železa α na paramagnetické při ohřevu – Curieův bod feritu	$^{\circ}\text{C}$
Ar_2	teplota odpovídající změně feromagnetických vlastností železa α na paramagnetické při ochlazování – Curieův bod feritu	$^{\circ}\text{C}$
A_3	teplota odpovídající přeměně železa α na železo γ	$^{\circ}\text{C}$
Ac_3	teplota odpovídající přeměně železa α na železo γ při ohřevu	$^{\circ}\text{C}$
Ar_3	teplota odpovídající přeměně železa α na železo γ při ochlazování	$^{\circ}\text{C}$
A_4	teplota přeměny železa γ na železo δ	$^{\circ}\text{C}$
Ac_4	teplota přeměny železa γ na železo δ při ohřevu	$^{\circ}\text{C}$
Ar_4	teplota přeměny železa γ na železo δ při ochlazování	$^{\circ}\text{C}$
c	konstanta závislá na obsahu uhlíku a výchozí struktuře popouštěné oceli	
C_{Fe}	uhlíkový potenciál pro čisté železo	%
C_p	uhlíkový potenciál	%

K	rovnovážná konstanta pro kyslíkovou sondu	%
M_f	konec martenzitické přeměny	
M_s	začátek martenzitické přeměny	
P	popouštěcí parametr	K.s
p_{O_2}	parciální tlak kyslíku	Pa
p_{CO}	parciální tlak oxidu uhelnatého	Pa
R_b	rosný bod atmosféry	
t	čas	s
T	termodynamická teplota	K

Úvod

Na provoz strojírenského podniku, kde jsem svou diplomovou práci vypracoval, je instalována technologie chemicko-tepelného zpracování sestávající z odmašťovací/přehřívací průběžné pece, průběžné nitrocementační pece, kalící ponorné solné lázně, průběžné myčky, průběžné popouštěcí pece, komorového tryskače a průběžného ofukovacího a střešovacího stroje.

Tato technologie má za úkol povrchově vytvrdit a zušlechtit zpracovávané součásti převodového ústrojí - kola a hřídele. Tyto díly se po obrábění cementují, některé nitrocementují, kalí, popouštějí, otryskávají a následně dokončují opět na linkách obrábění.

Úkolem mé práce je popis technologie tepelného a chemicko-tepelného zpracování na provoz strojírenského podniku a vytvoření základního technologického materiálu, ze kterého by mohly čerpat ostatní oddělení továrny (kvalita, obrábění, montáž...). Vysvětlení celého technologického postupu, jeho teorie i praktické testy ukazující jeho správnost a případně prostor pro optimalizaci. Testy sestávají z ovlivňování parametrů nauhličování v dostupných mezích - jedná se o vysoce automatizovaný provoz, řízený PLC automaty, které by pro změnu některých parametrů (teplota, čas cyklu) vyžadovaly složité přeprogramování a hrozily by problematické a nákladné prostroje hromadné výroby.

Pro samotné testy byla vyhrazena jedna linka, která však byla součástí systému hromadné produkce, na kterou bylo nutno během všech testů brát zřetel, a nesměla se ohrozit. Během testů byly používány zmetkové díly z linek obrábění, tedy nastavovací kusy a díly, u kterých došlo k rozměrovým odchylkám mimo tolerance a nemohly být proto dále použity při výrobě.

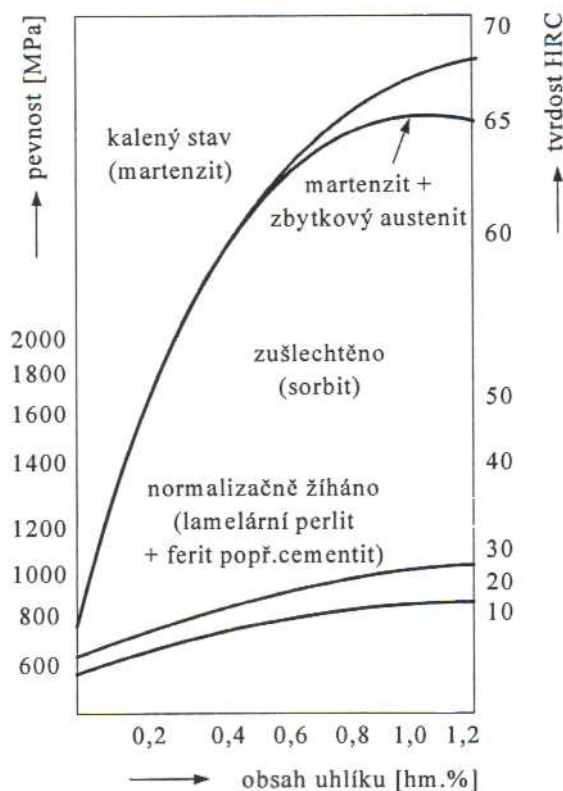
Po nauhličení byla sledována především hloubka nauhličené vrstvy, jako hlavní parametr jakosti vytvářené povrchové vrstvy. Zároveň byly provedeny testy mikrostruktury v povrchové vrstvě, ve kterých byly sledovány především možné výskyty nežádoucích struktur – karbidy na hranicích zrn, příliš vysoké procento zbytkového austenitu, atd.

Předpoklad výsledku práce je potvrzení správnosti technologie, původně navržené a na provoz tepelného zpracování používané.

1 Vliv tepelného zpracování oceli na mechanické vlastnosti materiálu

V dnešní době jsou kovy, zvláště pak slitiny železa (oceli a litiny), nejrozšířenějším materiálem využívaným pro výrobu konstrukčních dílů i nástrojů. Tato rozsáhlost využití tkví v poměrně snadné dostupnosti železa v přírodě. Železo je po hliníku druhý nejrozšířenější kov na Zemi. Na rozdíl od hliníku má však lepší dostupnost a je možné jeho vlastnosti vhodnými úpravami modifikovat.

Hlavní předností slitin železa je možnost měnit jejich fyzikální vlastnosti v širokých mezích změnou chemického složení a především tepelným zpracováním. Zatím neexistuje žádný podobně nákladný (levný) materiál, který by se dal jedním způsobem zpracovat, aby byl měkký a snadno obrobitelný. Jiným způsobem dosáhnout vysoké tvrdosti a odolnosti proti opotřebení nebo dosáhnout vzniku struktury, která zaručuje vysokou pevnost a odolnost křehkému lomu (viz. obr. 1).



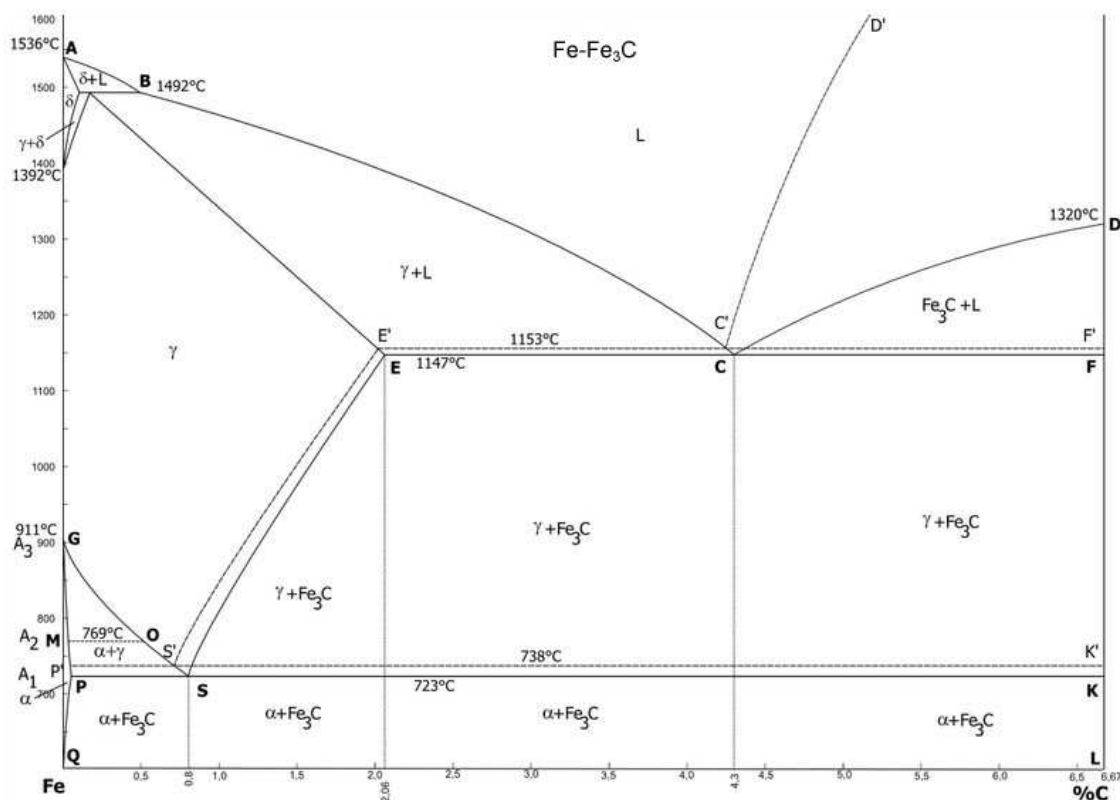
Obr. 1 Závislost mech. vlastností na obsahu uhlíku a tepelném zpracování.

Tepelné zpracování je tedy velmi důležitou operací při výrobě součástí ze slitin železa, zejména ocelí. Jeho úkolem je dodat zpracovávaným součástem potřebné vlastnosti. Tyto jsou závislé především na vnitřní struktuře materiálu a na tom, které fáze a strukturní složky ji vytvářejí a jaké je jejich uspořádání. Důležitá je také rovnoměrnost (homogenita) struktury, stupeň její anizotropie a velikost zrn základní strukturní složky (základní hmoty neboli matrice).

Posouzení stavu materiálu a kontrola změn struktury bez porušení materiálu je problematická a je možné ji provádět pouze přibližně (např. měření tvrdosti). Pokud je však zapotřebí podrobná analýza zpracovaného materiálu, je nutné použít destruktivních kontrolních metod – nejčastěji používaný je řez kolmo k povrchu součásti a následné vyhodnocení pod mikroskopem.

1.1 Železo-uhlík, Fe-C, Fe-Fe₃C [1] [3] [8] [9]

Železo ve slitinách s uhlíkem tvoří chemickou sloučeninu Fe₃C cementit nebo může být v železe rozpuštěn anebo se vyskytuje v elementární formě jako grafit. Grafit je stabilní formou výskytu uhlíku a naopak cementit je formou metastabilní, která nepřechází do stabilního stavu ani po libovolně dlouhé době. V případě, že by však byla systému dodána dostatečná energie – rozpadne se cementit na grafit. Čisté slitiny železa s uhlíkem krystalizují vždy podle systému Fe-Fe₃C (viz. obr. 2). Jen při velmi pomalém ochlazování, při dlouhodobém žíhání při vyšších teplotách a je-li ve slitině obsažen křemík, rozpadá se cementit Fe₃C na železo a uhlík.



Obr. 2 Metastabilní diagram Fe-Fe₃C.

Hlavní struktury vyskytující se v metastabilní soustavě železo uhlík jsou austenit, ferit a cementit.

Austenit je tuhý roztok železa γ s uhlíkem; uhlík je uložen ve středech hran a uprostřed elementární buňky železa γ . Austenit je dobře tvárný a nemagnetický.

Ferit je intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe α (do 768°C) a β (od 768°C až do 910°C). Železo α a β mají atomovou mřížku krychlovou prostorově středěnou, má tedy mezi atomy pouze velmi málo místa pro možnost rozpouštění uhlíku. Maximální rozpustnost uhlíku ve feritu při eutektoidní teplotě (727°C) je 0,02 %. Ferit je měkký a tvárný. Je magnetický do teploty 760°C a nad touto teplotou magnetické vlastnosti ztrácí, proto se nad touto teplotou nazývá ferit β .

Cementit Fe₃C je strukturní složka s ortorombickou elementární buňkou, ve které je 12 atomů železa a čtyři atomy uhlíku, tedy obsahuje 6,68 hmotnostních % uhlíku. Slitiny s obsahem uhlíku nad 4,3 % a slitiny s vyšším obsahem uhlíku i slitinových prvků v místech zvýšené nehomogenity vylučují cementit z feritu podle čáry PQ.

Další struktury vyskytující se v diagramu železo uhlík jsou složeny z předchozích 3 základních fází.

Ledeburit je tvořen z cementitu a austenitu. Perlit je směs feritu a cementitu.

1.1.1 Body přeměny

Během ohřevu a ochlazování ocelí se mění objem nejen díky tepelným dilatacím, ale i vlivem fázových přeměn. Tyto objemové změny závisí na počtu atomů v elementární buňce mřížky modifikací železa α a γ – a na velikosti těchto elementárních buněk. U modifikace γ je uspořádání atomů těsnější, což je důvodem jejího menšího měrného objemu. Tyto objemové změny se využívají ke zjišťování bodů fázových přeměn jednotlivých ocelí při ohřevu a při ochlazování dilatometrickou metodou.

Teploty bodů přeměny jsou při ohřevu vyšší než při ochlazování. Tento rozdíl je způsoben tepelnou hysterezí a je tím větší, čím větší je rychlost ohřevu nebo ochlazování. Při velmi malých rychlostech tepelných změn tento rozdíl téměř mizí. Při přesném stanovení bodů přeměny je patrné ještě určité zdvojení bodu A_1 při ohřevu i při ochlazování. Pro podeutektoidní oceli je toto zdvojení nepatrné, ale u slitinových ocelí nadeutektoidních je rozdíl až 30°C i více.

Přehled teplot přeměn v diagramu Fe-Fe₃C:

- A_0 (210 – 215°C) - teplota, při níž cementit při ohřevu ztrácí a při ochlazování získává feromagnetické vlastnosti (Curieův bod cementitu).
- A_1 (727°C) - teplota eutektoidní přeměny (odpovídá eutektoidní čáře PSR)
- A_2 (760°C) - teplota odpovídající změně feromagnetických vlastností železa α na paramagnetické – Curieův bod feritu (odpovídá přímce MO). Nemá v metalografii význam, protože se při něm nemění struktura.
- A_3 (727 – 911°C) - teplota odpovídající přeměně železa α na železo γ (odpovídá křivce GOS).
- A_4 (1 392°C) - teplota přeměny železa γ na železo δ .

V praxi a literatuře se často vyskytuje označení bodů společně s písmenem „c“ a „r“ např. Ac_3 . Písmeno „c“ znamená během ohřevu a písmeno „r“ během ochlazování – důvodem je právě hystereze fázových přeměn způsobená rychlostí ohřevu/ochlazování.

1.1.2 Vliv slitinových prvků na diagram Fe-Fe₃C

Jiné slitinové prvky mají na diagram železo-uhlík velký vliv. Prvky se rozdělují podle toho, jak diagram železo-uhlík ovlivňují do 2 skupin:

- a) Prvky snižující polohu bodu A₃ a zvyšující polohu bodu A₄, to znamená, že rozšiřují oblast existence austenitu. Jsou to prvky s atomovým poloměrem blízkým železu, především nikl, mangan a měď.
- b) Prvky zvyšující polohu bodu A₃ a snižující polohu bodu A₄, tedy zužující (uzavírající) oblast existence austenitu. Patří sem tyto prvky: křemík, hliník, chrom, wolfram, molybden, titan a niob.

Samotný výskyt a obsah uhlíku zesiluje působení prvků první skupiny a zeslabuje vliv prvků druhé skupiny. Při větším obsahu prvků první skupiny se sníží teplota přeměny A₃ pod obvyklou teplotu místnosti a ocel se pak nazývá austenitická. Při větším obsahu prvků druhé skupiny, hlavně chromu a křemíku, a při nízkém obsahu uhlíku se oblast existence feritu rozšíří do vysokých teplot a ocel se nazývá feritická.

Působení dvou nebo více prvků se sice nesčítá, ale nabývá na účinnosti. Některé slitinové prvky vytvářejí s uhlíkem sloučeniny karbidy. Sestupné seřazení prvků podle schopnosti tvořit karbidy je: titan, niob, vanad, tantal, molybden, wolfram, chrom, mangan a železo. Přítomnost karbidů v ocelích má velký vliv na jejich chování za různých podmínek, zejména v ocelích odolných proti korozi, rychlořezných ocelích atd. V některých ocelích se druh karbidů mění při tepelném zpracování. Vznikají přechodné a později stabilní nebo metastabilní karbidy odlišného chemického složení, velikosti, tvaru a způsobu rozložení v ocelích, takže vlastnosti takových ocelí se značně mění.

Mangan rozšiřuje oblast austenitu, zvyšuje polohu A₄ a snižuje polohu A₃. Se stoupajícím obsahem manganu a klesající teplotou vzrůstá hystereze přeměny α a γ . Přeměna současně přestává být difúzním pochodem a probíhá přeskupením atomů v krystalové mřížce na velmi krátkých vzdálenostech.

Křemík zužuje oblast austenitu. Ve slitinách Fe-Si-C křemík snižuje rozpustnost uhlíku v austenitu. Poloha bodu S a E je křemíkem posunována vlevo k nižším obsahům uhlíku. Křemík snižuje difúzní rychlost uhlíku v železe.

Chrom patří k prvkům, které zužují oblast γ . Poloha bodu A₄ je chromem značně snížena. Mezi oblastí α a γ leží velmi úzká oblast $\alpha + \gamma$. V technických slitinách je oblast $\alpha + \gamma$ širší působením ostatních prvků, zejména C, N, Mn, Ni a dalších. Rovněž

tvár a velikost oblasti γ se značně mění již s malým množstvím C a N. Ve slitinách Fe-Cr-C zužuje chrom oblast austenitu. Při vyšším obsahu uhlíku a chromu se vyskytují tyto 3 druhy karbidů: kubický plošně centrovaný Cr_{23}C_6 , hexagonální karbid Cr_7C_3 a ortorombický karbid Cr_3C_2 , který může obsahovat až 20 hmotn. % Cr.

Nikl snižuje rozpustnost uhlíku v austenitu. Křivka ES v diagramu Fe-Fe₃C se posunuje vlevo. Tím se posunuje i poloha eutektoidního bodu a perlit má menší obsah uhlíku. Přítomnost niklu ve slitinách s větším obsahem uhlíku napomáhá vylučování grafitu. Ve slitinách Fe-Ni-C zvyšuje polohu A₄ a snižuje polohu A₃.

Wolfram vytváří se železem tuhé roztoky a intermediární fáze Fe₃W₂. Ve slitinách Fe-W-C zužuje oblast austenitu zvýšením bodu A₃ a snížením bodu A₄. S uhlíkem vytváří karbidy WC a W₃C. Dále wolfram vytváří podvojně karbidy Fe₃W₃C.

Kobalt tvoří se železem tuhé roztoky a na polohu bodů přeměn A₃ a A₄ i na rozsah jednotlivých oblastí působí málo.

Molybden vytváří se železem tuhé roztoky α a γ a intermediární fáze Fe₃Mo₂ a FeMo. Se stoupajícím obsahem molybdenu se zvyšuje A₃ a snižuje A₄. S uhlíkem tvoří molybden karbid Mo₂C, se železem a uhlíkem podvojně karbidy Fe₃Mo₃C, kromě toho může být obsažen i v cementitu Fe₃C jako (Fe, Mo)₃C.

Vanad má neomezenou rozpustnost v železe. Fázové přeměny probíhají jen u slitin s obsahem vanadu do 1 %. Intermediární fáze FeV obsahuje asi 50 % vanadu. Ve slitinách s uhlíkem vytváří vanad tuhý roztok a karbidy V₄C₃ nebo VC. Vanad zvětšuje rozpustnost uhlíku v železe. Zvětšuje se i obsah uhlíku potřebného pro vznik perlitu. Proto platí, že čím více vanadu ocel obsahuje, tím větší musí mít obsah uhlíku. Karbidy vanadu, které mají vysokou teplotu tavení, působí na tvorbu zárodků při tuhnutí oceli,

a proto oceli s malým obsahem vanadu mají jemné zrna.

Niob patří do stejné skupiny periodického systému jako vanad. Působí ve slitinách se železem velmi podobně. Kromě tuhých roztoků tvoří intermediární fáze Fe₃Nb₂ velmi kolísavého složení. Niob tvoří s uhlíkem karbid Nb₄C₃.

Titan tvoří se železem tuhé roztoky α a γ a při obsahu asi 22 hmotn. % Ti - intermediární fázi Fe₃Ti. S uhlíkem tvoří karbid TiC obsahující 20 hmotn. % C, který je velmi stálý a rozpadá se až při teplotě 1300 °C.

Bor se ve slitinách se železem projevuje v mnoha případech jako uhlík, s nímž sousedí i v periodické soustavě prvků. V tuhých roztocích α a γ je velmi málo rozpustný. Tvoří intermediární fázi Fe₂B. S uhlíkem tvoří karbid boru.

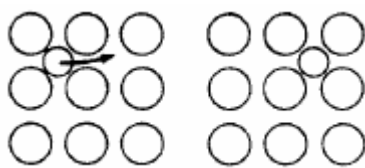
Hliník tvoří se železem tuhé roztoky α a γ a intermediární fázi FeAl, FeAl₂, Fe₂Al₂, Fe₂Al₅ a FeAl₃. Hliník posunuje eutektoidní bod vpravo a snižuje množství cementitu v oceli. Ve slitinách s vysokým obsahem uhlíku podporuje výrazně grafítizaci.

Fázové přeměny

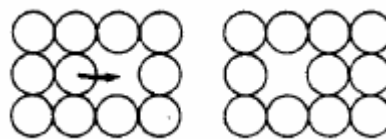
Fázové přeměny u oceli v tuhém stavu způsobují změny struktury a vlastností oceli. Tyto přeměny začínají probíhat nejdříve v malých objemech a tvoří se zárodky nové fáze – tento proces se nazývá nukleace. Zárodky nové fáze pak rostou na úkor původní fáze. Celý děj probíhá buď difúzními pochody, nebo bez vlivu difúze. Jelikož pro vytvoření zárodků nové fáze je zapotřebí určité doby, vyskytuje se u většiny fázových přeměn tzv. inkubační perioda – doba nutná k vytvoření aktivních zárodků schopných dalšího růstu.

Transport složek při difúzním růstu nové fáze, např. uhlíku při vylučování cementitu, probíhá díky pohybu atomů v kovech. V ocelích se díky difúzi přemisťují nejen atomy základního kovu, ale i ostatních doprovodných a slitinových prvků.

Typy difúze se dělí podle pozice difundujících atomů - difúze intersticiálně uložených atomů (viz. obr. 3) nebo difúze probíhající prostřednictvím vakancí (viz. obr. 4). Intersticiálně difundují prvky jako např. uhlík, vodík a kyslík mezi atomy železa. Vakančně difundují především substitučně uložené prvky.



Obr. 3 Intersticiální difúze.



Obr. 4 Vakanční difúze.

Rychlost difúze závisí na teplotě a chemickém složení. Čím vyšší je teplota, tím rychleji difúze probíhá. Při nízkých se zastavuje nejdříve vakanční difúze, intersticiální difúze ustává až při dalším snížení teploty. Chemické složení ovlivňuje rychlost difúze, tak že některé prvky rozpuštěné v železe zpomalují difúzi jiných prvků - např. chrom zpomaluje difúzi uhlíku.

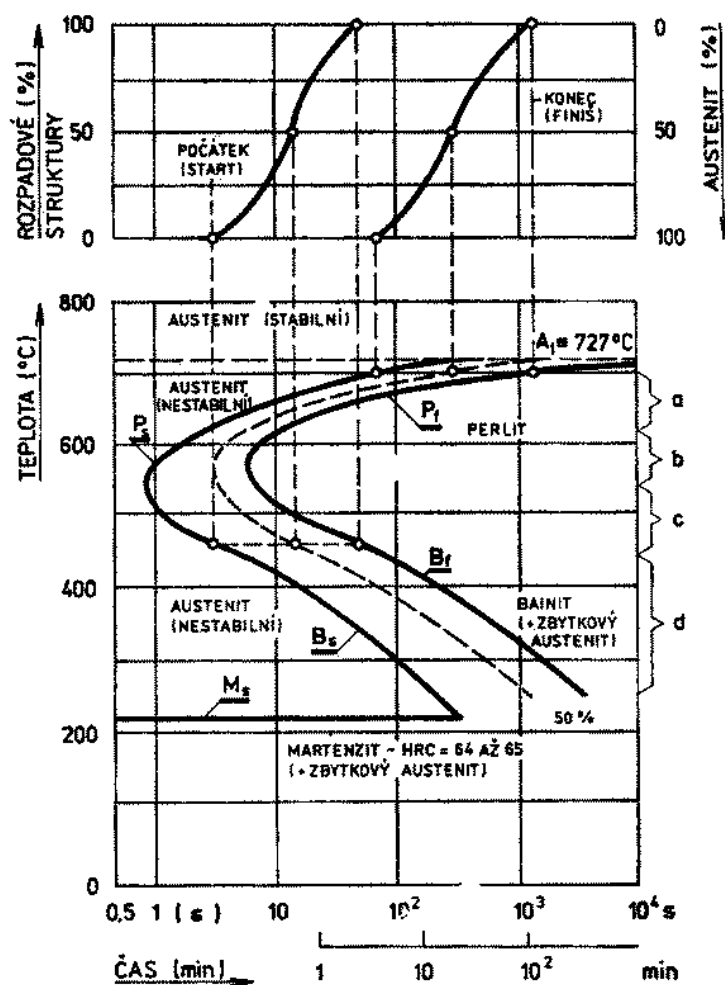
Rozdělení fázových přeměn:

- a) **Polymorfní přeměna** - probíhá při změně modifikace. Jde tedy o přeměnu kubické prostorově centrované mřížky na plošně centrovanou.
- b) **Eutektoidní rozpad** - jde o rozpad tuhého roztoku, při němž vzniká směs zpravidla dvou, chemicky a krystalograficky odlišných fází. V oceli vzniká eutektoidním rozpadem austenitu na perlit – směs feritu a cementitu. Eutektoidní rozpad austenitu v uhlíkových ocelích probíhá při konstantní teplotě. Je-li tuhý roztok rychle podchlazen, vznikají nestabilní nebo metastabilní fáze.
- c) **Precipitace** - je vylučování jemných částic z tuhého roztoku, způsobené snižováním rozpustnosti precipitujícího prvku s klesající teplotou – např. precipitace uhlíku z austenitu v podobě cementitu. Oproti polymorfní přeměně a eutektoidnímu rozpadu zůstává mřížka základního kovu zachována a v ní se vylučují částice nové fáze - např. precipitace terciárního cementitu ve feritu.

Během fázových přeměn se nemusí vytvářet přímo rovnovážné fáze, odpovídající rovnovážnému diagramu. Přeměna může probíhat i přes vytváření fází přechodných nebo metastabilních, které poté mohou přecházet na fáze rovnovážné.

1.1.3 Struktury vzniklé při ochlazování [1] [4] [12] [13]

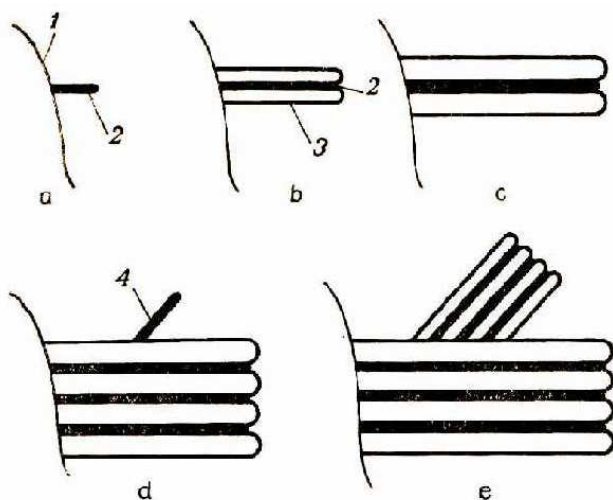
Při větších ochlazovacích rychlostech dochází k vylučování cementitu a fázová přeměna při teplotách nižších, než odpovídá rovnovážnému diagramu a výsledná struktura je rovněž odlišná. Ochlazovací rychlost při plynulém ochlazování není při všech teplotách stejná, a proto je přesněji a názorněji určen a popsán rozpad austenitu pomocí diagramu IRA (izotermického rozpadu austenitu viz obr. 5).



Obr. 5 Diagram IRA pro eutektoidní uhlíkovou ocel.

1.1.3.1 Perlitická přeměna

Při vyšších teplotách se rozpadá austenit na lamelární perlit. Na hranicích krystalu cementitu se vytvoří nejprve cementitový zárodek, který roste směrem ke středu zrna. Austenit v okolí nově vzniklého cementitu se ochudí o uhlík a přemění se ve ferit. Protože rozpustnost uhlíku ve feritu je velmi malá, je uhlík z feritu vytlačen do okolního austenitu. Ten se opět přemění v cementit. Tento děj se opakuje a tak se tvoří lamelární perlit. Tloušťka jednotlivých lamel je dána difúzní rychlostí uhlíku v austenitu, která je tím větší, čím vyšší je teplota.



Obr. 6 Postup vzniku zárodků a růstu perlitických kolonií.

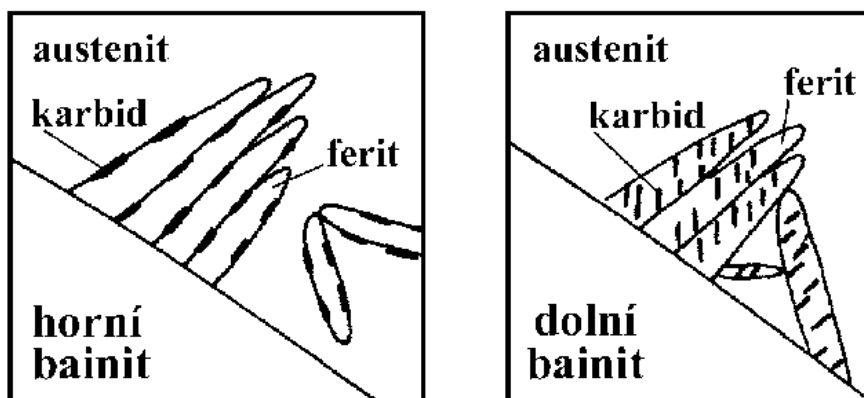
1 – hranice zrna austenitu, 2 – destička (lamela) cementitu, 3 – destička feritu, 4 – destička cementitu – zárodek nové perlitické kolonie.

Se snižováním teploty rozpadu se zjemňují lamely vzniklého perlitu, až vzniká velmi jemný lamelární perlit, který nazýváme troostit. Naopak probíhá-li rozpad austenitu při teplotách téměř pod hranicí A_1 , nastává současně s vylučováním cementitu i koagulace (sbalování) a výsledná struktura je globulární perlit. Přeměna neprobíhá rovnoměrně, ale zpočátku velmi pomalu, potom rychle a poslední část austenitu se rozpadá opět velmi pomalu.

1.1.3.2 Bainitická přeměna

Při nižších teplotách se rozpadá austenit na strukturu zvanou bainit. Na rozdíl od perlitu dochází při bainitické přeměně ke vzniku krystalů feritu přesycených uhlíkem na hranicích zrn, které postupně rostou. Uhlík se vylučuje z feritu v podobě jemných karbidů. Ty jsou tím jemnější, čím nižší je teplota vzniku bainitu. Díky tomuto mechanismu je tzv. horní bainit tvořen hrubšími karbidy a je měkčí než bainit dolní (viz. obr. 7). Může být dokonce měkčí než troostit, který vzniká při vyšší teplotě.

Oproti perlitické přeměně probíhá bainitická přeměna intenzivně hned od počátku a ke konci se zpomaluje. Proto není často bainitická přeměna úplná a ve struktuře zůstává zbytkový austenit, který se při izotermické výdrži v oblasti tvorby bainitu stabilizuje tak, že ani dalším intenzivním podchlazením se zcela nepřemění (dokonce ani na martenzit).



Obr. 7 Struktura horního a dolního bainitu.

1.1.3.3 Martenzitická přeměna

Při martenzitické transformaci je austenit ochlazen tak rychle, aby přes oblast teplot perlitické a bainitické transformace přešel beze změny a při nízkých teplotách pak transformoval na martenzit. Teploty martenzitické přeměny jsou tak nízké, že je při nich prakticky nemožná difúze substitučních i intersticiálních atomů. Proto je chemické složení vznikajícího martenzitu totožné se složením původního austenitu a přesuny atomů při transformaci jsou možné jen na vzdálenost kratší než je meziatomová vzdálenost v mřížce. Proto je tato přeměna označena jako o bezdifuzní.

Uhlík zůstává rozpuštěn ve vytvořeném martenzitu a deformuje tetragonálně jeho mřížku. Deformovány nejsou jen ty elementární buňky, které obsahují uhlík, ale téměř i všechny ostatní, protože jsou jejich působením také tetragonálně protaženy. Obsah uhlíku má vliv na teplotní hranice počátku a konce martenzitické přeměny. Se stoupajícím obsahem uhlíku se snižuje poloha bodů začátku i konce martenzitické přeměny (M_s – začátek martenzitické přeměny; M_f – konec martenzitické přeměny). Na polohu bodů martenzitické přeměny má vliv i velikost zrna, výška kalící (austenitizační) teploty a obsah slitinových prvků.

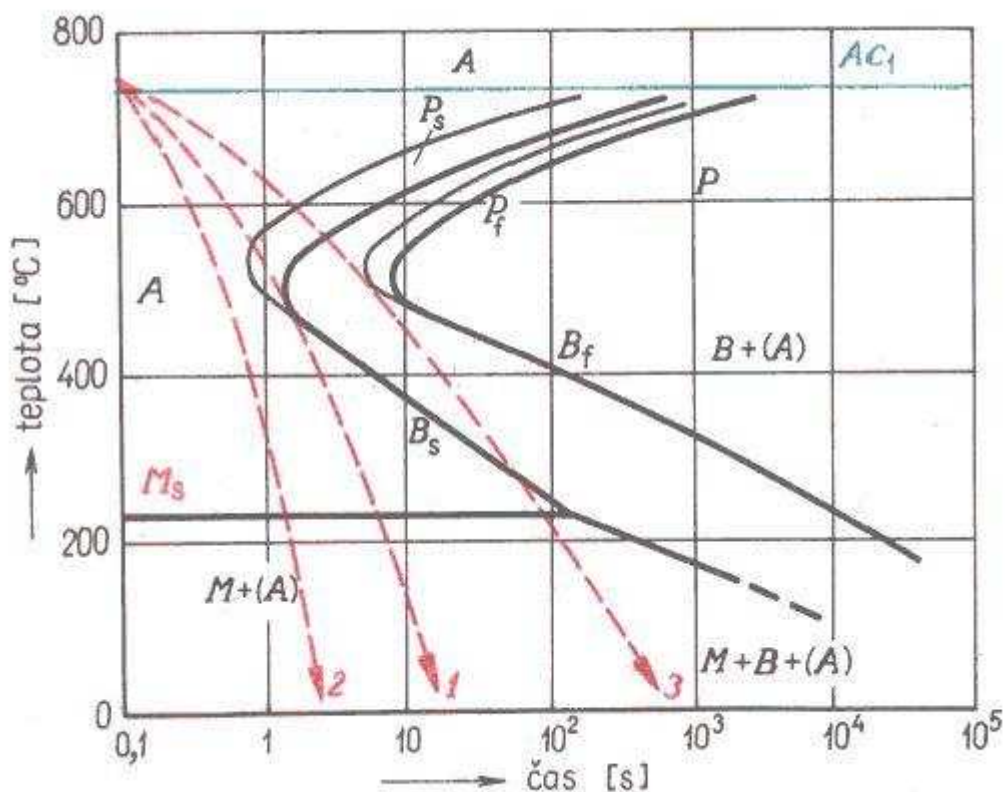
S klesající teplotou probíhá martenzitická přeměna nejdříve zvolna, potom velmi rychle a nakonec velmi pomalu. Při větším obsahu uhlíku má bod M_f hodnotu pod teplotou okolí – z toho důvodu ve struktuře zůstává někdy i větší procento zbytkového austenitu.

Zatímco u bainitické přeměny narůstají jehlice vzniklé na počátku přeměny, při martenzitické přeměně se tvoří snižováním teploty jehlice zcela nové. To je důvod podstatně jemnější martenzitické struktury. Během přeměny austenitu na martenzit mají mimořádný význam dislokace – jejich počet, velikost, tvar a možnost pohybu. Zárodkem vznikajícího martenzitu bývají oblasti velkého vnitřního pnutí nebo oblasti, které se svým uspořádáním blíží struktuře feritu.

Během ochlazování vznikají následkem pnutí způsobených objemovými změnami vrstvené chyby. Jejich struktura se blíží feritu a zaujímají největší oblasti. Z těchto zárodků vznikají jednotlivé jehlice martenzitu smykem, který je usnadněn nebrzděným pohybem dislokací. Tento pohyb v rovině skluzu podstatně snižuje napětí nutná k přesmyknutí mřížky. Pokud na mřížku nepůsobí vnější pnutí, mohou se martenzitické jehlice vytvořit ze zárodků jen pomocí pohybujících se dislokací. Velký význam má především pohyb dislokací při vzniku jehlic martenzitu z vrstvených chyb, které jsou ohraničeny dislokacemi.

1.1.3.4 Přeměna austenitu při plynulém ochlazování

Vzorky malých rozměrů je možné ochlazovat velmi rychle, tedy podmínky přeměny se blíží diagramům IRA, u kterých se předpokládá nekonečně velká rychlost ochlazování. Ovšem při skutečném procesu tepelného zpracování mají součásti často větší hmotnosti a dosažení velkých ochlazovacích rychlostí je nemožné. Proto mají v praxi větší význam diagramy ARA (anizotermický rozpad austenitu), které ukazují pro různé ochlazovací rychlosti počátek a konec přeměny, výslednou strukturu a tvrdost.



Obr. 8 ARA diagram.

Z diagramu je možné určit horní kritickou ochlazovací rychlost, která udává podmínky, kdy ještě vznikne pouze martenzitická struktura (křivka 1 obr.8). Oproti tomu rychlost, kdy se martenzit již netvoří, se nazývá spodní kritická ochlazovací rychlost (křivka 3 obr.8). Křivka 2 z obr.8 odpovídá rychlosti ochlazování povrchu předmětu ponořeného do vody.

Stejně jako u IRA diagramů závisí tvar a poloha bodů ARA diagramů na výšce austenitizační teploty, na velikosti zrna a obsahu slitinových prvků.

1.1.4 Struktury vznikající při ohřevu [1] [4] [13]

Všechny struktury, které vznikají při ochlazování přeměnou austenitu na perlit, bainit a martenzit nejsou v termodynamické rovnováze. V rovnovážném stavu jsou pouze ty struktury, které se tvoří při velmi pomalém ochlazování nebo izotermickým rozpadem při vyšších teplotách perlitické přeměny. Díky tomu se všechny tyto struktury mění již při ohřevu na teploty pod bodem přeměny A_1 . Tyto pochody jsou řízeny difúzí.

Jejich průběh závisí na výšce teploty, době výdrže, rychlosti ohřevu a pro různé struktury se zvýšení teploty projevuje různým způsobem.

Martenzit

Z martenzitu se při zvýšení teploty nad 100 °C uvolňuje uhlík v podobě vyloučených přechodových karbidů (Fe_2C – karbid ϵ). Strukturu tvoří velmi jemné karbidy orientované ve směru martenzitických jehlic. Tato struktura je velmi podobná bainitu vznikajícímu za nižších teplot rozpadu. Při teplotách nad 100 °C a vyšších nastávají vhodné podmínky, při nichž může docházet k rozpadu zbytkového austenitu. Ten se mění buď na nízko popuštěný martenzit, nebo na dolní bainit. S dalším zvyšováním teploty se karbid ϵ začíná měnit na cementit, jeho zrna rostou a jejich původní orientace podle původních jehlic martenzitu je méně zřetelná - tato struktura se nazývá sorbitická.

Další ohřev a setrvání na teplotách pod A_1 úplně rozruší orientaci karbidů a startuje další růst karbidů. Struktura je pak tvořena feritem a globulárními karbidy - globulární perlit. Globulární perlit můžeme získat i během izotermického rozpadu austenitu dlouhým setrváním na teplotách těsně pod A_1 nebo velmi pomalým plynulým ochlazováním austenitu.

Perlit

Během ohřevu perlitu (směs feritu a cementitu), nemůže nastat vylučování uhlíku, z toho důvodu se struktura zpočátku nemění. Až při teplotách blízkých A_1 se začínají jemné karbidy rozptýlené v základním feritu shlukovat a tvořit větší karbidy. Až při dlouhých dobách výdrže se začne sbalovat cementit lamelárního perlitu za vzniku globulárního perlitu.

Bainit

Bainit je oproti perlitu tvořen o mnoho jemnějšími a méně vzdálenými karbidy, které se začínají shlukovat při nižších teplotách. Poté vzniká sorbitická struktura s karbidy, které jsou orientované původními jehlicemi bainitu. Se zvyšováním teploty a prodlužováním doby výdrže dochází ke zvětšení karbidů a orientace podle původních jehlic bainitu mizí. Při teplotách v pásmu těsně pod A_1 vzniká rychle globulární perlit.

Pokud se při zahřívání překročí teplota Ac_1 , tak se na rozhraní feritu a cementitu začínají tvořit zárodky austenitu (těsně nad teplotou Ac_1 obsah uhlíku v austenitu odpovídá 0,76 %). Během dalšího zahřívání se mění výchozí struktury na austenit. Koncentrace uhlíku v austenitu odpovídá za dané teploty křivce SG nebo SE, podle toho jestli austenit vzniká z feritu nebo cementitu (SG – pro ferit a SE – pro cementit).

Přeměna feritu na austenit proběhne dříve než přeměna cementitu, ale ani po rozpuštění všech karbidů není austenit homogenní (nemá rovnoměrné chemické složení). Homogenizace probíhá až při dalším navýšení teploty.

Fáze tvorby austenitu:

- přeměna perlitu na austenit,
- rozpouštění zbytkových karbidů,
- homogenizace austenitu.

Průběh jednotlivých etap je řízen difúzí, závisí tedy na výšce teploty, rychlosti ohřevu a výdrži na teplotě. Díky tomu, že se austenit tvoří na rozhraní fází, je i jeho přeměna tím rychlejší, čím větší je povrch původních fází. Pro globulární perlit platí, že přeměna a homogenizace austenitu je tím delší, čím hrubší jsou globule cementitu. U lamelárního perlitu probíhá celý děj rychleji, právě z důvodu většího povrchu cementitu. Nejrychleji probíhá austenitizace a homogenizace u ocelí s jemnou výchozí strukturou – sorbitickou a martenzitickou.

2 Tepelné zpracování

2.1 Kalení [1] [3] [5] [10] [12] [14]

Kalením se zvyšuje tvrdost oceli. Kalením se nazývá ohřev předmětu nad teplotu A_{c3} , nebo teplotu nad A_{c1} , výdrž na této teplotě a následné tak rychlé ochlazení, že dojde k potlačení rovnovážných přeměn.

Během rychlého ochlazení z kalicí teploty se přeměňuje austenit na martenzit nebo bainit. Tvrdost narůstá i při vytváření velmi jemného lamelárního perlitu – troostitu, který vzniká z hrubého nebo globulárního perlitu.

Kalitelnost je schopnost oceli dosáhnout kalením zvýšené tvrdosti. Zakalitelnost je vlastnost oceli, díky které dosáhne maximální tvrdosti, během ochlazování rychlostí vyšší, než je rychlost kritická. Prokalitelnost udává schopnost oceli dosáhnout při kalení určité tvrdosti do určité hloubky.

2.1.1 Kalicí teplota

Pro podeutektoidní oceli je správná kalicí teplota asi 20 °C nad teplotou A_{c3} . Pro oceli nadeutektoidní je kalicí teplota přibližně 20 °C nad A_{c1} . U slitinových nedeutektoidních ocelí s vyšším obsahem karbidotvorných prvků je kalicí teplota o mnoho vyšší. Zvýšení teploty je nutné z důvodu rozpuštění karbidů v materiálu. Tato teplota u rychlořezných ocelí může dosahovat až 1320 °C.

Při velkém snížení kalicí teploty u podeutektoidních ocelí dochází k výskytu feritu ve struktuře martenzitu, což snižuje tvrdost. Pokud dojde k menšímu snížení kalicí teploty nebo dojde ke zkrácení výdrže na kalicí teplotě, tak neproběhne správně homogenizace austenitu, což zvýší kritickou ochlazovací rychlost. Za takovýchto podmínek se může ve struktuře vyskytnout troosit a tedy dojde opět ke snížení tvrdosti.

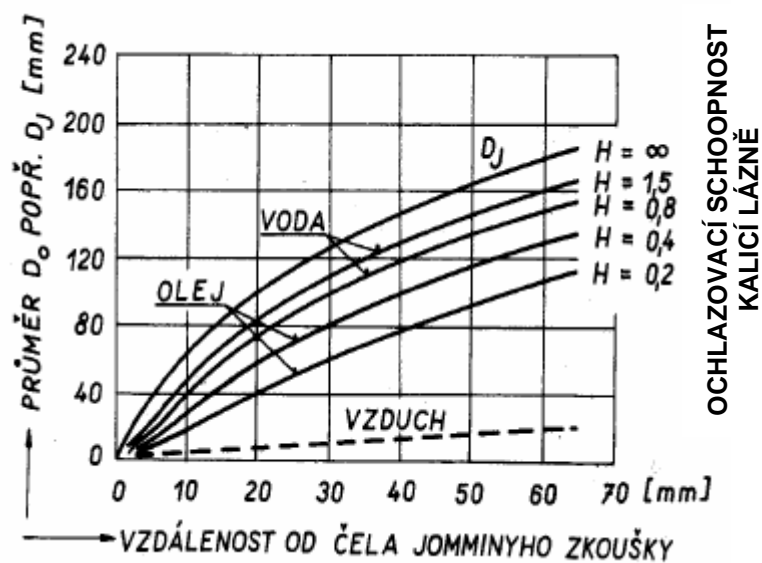
Při překročení správné kalicí teploty nebo při příliš dlouhé výdrži na kalicí teplotě, dojde k nárůstu austenitického zrna a po ochlazení se ve struktuře objevují hrubé martenzitické jehlice. Díky těmto jehlicím je výsledný materiál podstatně křehčí, než by byl materiál s jemným martenzitem. Zhrubnutí martenzitu je také provázáno zvýšeným množstvím zbytkového austenitu. Tvrdost takového materiálu není příliš snížena z důvodu zvýšení tvrdosti díky zhrublému martenzitu, ale tato struktura je nežádoucí a je dobře patrná z metalografického vzorku.

2.1.2 Ochlazování a prokalitelnost

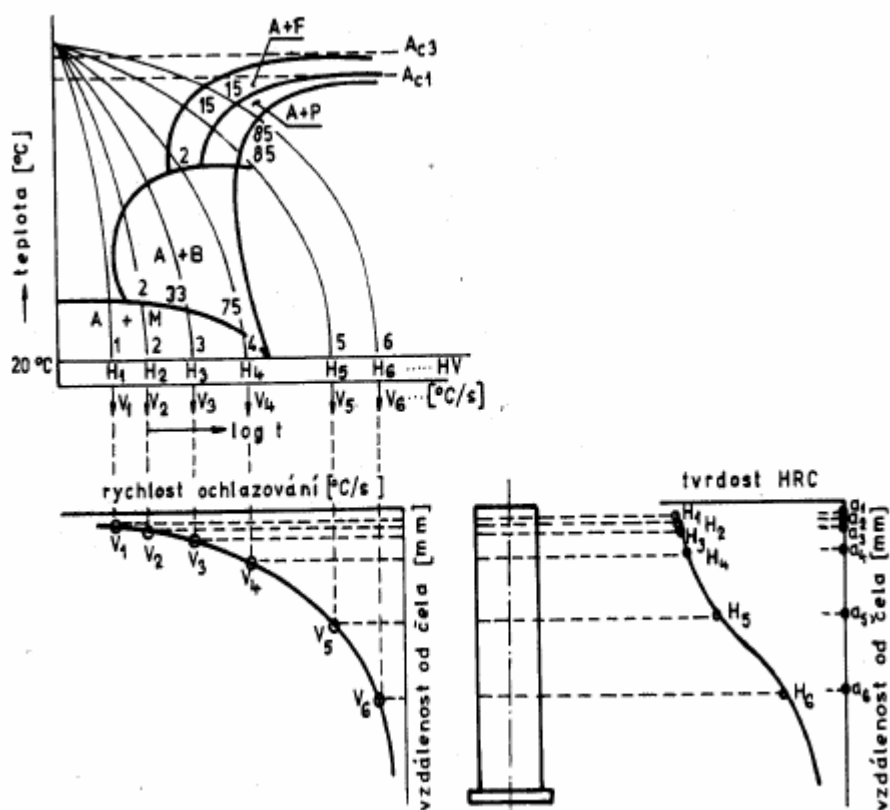
Pro dosažení martenzitické struktury v oceli, musí dojít k jejímu ohřátí na kalicí teplotu a následnému ochlazení stejnou nebo vyšší rychlostí, než je kritická rychlost dané oceli. Při ochlazování kritickou rychlostí je potlačena přeměna austenitu na perlit nebo bainit. Platí závislost, že čím je větší obsah uhlíku a slitinových prvků v oceli, tím je nižší kritická ochlazovací rychlost. Pokud zvýšíme ochlazovací rychlost nad kritickou úroveň, získáme pouze nepatrně vyšší tvrdost. Toto zvýšení je způsobeno snížením obsahu zbytkového austenitu a menší pravděpodobností, že vznikající martenzit se popustí při pomalejším ochlazení. Ochlazovací rychlost závisí na měrném teple a tepelné vodivosti materiálu jak kaleného, tak prostředí ve kterém je materiál kalen. A samozřejmě také na velikosti a tvaru kaleného kusu.

Ochlazovací rychlost se s měnící se polohou v materiálu (více/méně do hloubky) mění. To znamená, že u součástí větších průměrů je kalicí rychlost na povrchu podstatně větší než uprostřed součásti. K úplnému prokalení součásti pak dochází pouze pokud ochlazovací rychlost uprostřed součásti přesáhne kritickou rychlost ochlazování. Pokud je dosaženo kritické ochlazovací rychlosti jen do určité hloubky, je pak součást zakalena jen do hloubky dosažení kritické rychlosti. Vznikne tak zakalená povrchová vrstva a jádro je tvořeno perlitem nebo bainitem. Tento stav součásti se využívá především u dílů, které jsou střídavě mechanicky namáhané a mají zvýšené nároky na otěr. Nastává tak situace, kdy houževnaté jádro je vybaveno tvrdou, odolnou a opotřeбенí vzdorující povrchovou vrstvou. Typickým představitelem těchto součástí jsou zuby ozubených kol a hřídelí.

Při zkoušení prokalitelnosti se výsledky zanášejí do křivek prokalitelnosti (viz obr. 9). Zkouška se nazývá Jominyho zkouška. Během této zkoušky se vzorek zhotovený z tyče, která byla předtím žíhána při teplotě o 50 °C vyšší, než je teplota A_{c3} . Tvar i rozměry vzorku určuje ČSN 42 0447. Vzorek se ohřeje na kalicí teplotu s přesností ± 5 °C. Ohřev trvá 30–50 minut a výdrž na kalicí teplotě je 30 minut. Během ohřevu nesmí dojít k oduhličení (především čelní plochy). Ohřátý vzorek se vloží do přípravku, aby proud vody o teplotě 15 ± 10 °C tryskal přímo na střed čela. Tlak vody musí být tak velký, aby před vložením vzorku voda vystříkovala do výšky 70 ± 10 mm nad ústí trysky. Ochlazování pak trvá 20–30 minut, nejméně však 10 minut.



Obr. 9 Možný odhad prokaleného průměru D_0 (popř. i D_J – ideální kritický průměr) podle výsledků Jominyho zkoušky a vlastností kalicí lázně.



Obr. 10 Souvislost mezi diagramem ARA, rychlostí ochlazování a křivkou ochlazování u podeutektoidní oceli.

2.2 Popouštění [1] [3] [5] [10] [13] [14]

Popouštění je název ohřevu součásti po kalení na teplotu vyšší, než je teplota okolí (nesmí překročit teplotu A_{c1}). Po ohřevu následuje výdrž na teplotě popouštění a ochlazení vhodnou rychlostí. Kalení a popouštění ocelí se jednotně nazývá zušlechťování. Účelem popouštění ocelí je snížení tvrdosti za současného zvýšení plastických vlastností, dále pak odstranění vnitřních pnutí a zvýšení houževnatosti.

Na výšce popouštěcí teploty závisí změny struktury a z nich vyplývající změny mechanických vlastností materiálu. Doba popouštění už nemá takový vliv. Pomocí vzorce popouštěcího parametru je možné upravovat popouštěcí teplotu v závislosti na době popouštění a naopak,

$$P = T(\log t + c), (1).$$

Popouštění na nižší teploty (do 250 °C) se týká cementovaných a povrchově kalených součástí. Nejnižší popouštěcí teploty se používají při zpracování ložisek – popouštění okolo 160 °C, kde je maximální důraz kladen na tvrdost. Na teploty od 400 °C se popouštějí oceli na pružiny, kde se požaduje pevnost okolo 1500 MPa. Běžné konstrukční oceli se popouštějí na teploty vyšší. Se stoupající teplotou popouštění se pevnost a mez kluzu oceli snižují a zvyšují se plastické vlastnosti.

Popouštění konstrukčních ocelí probíhá zpravidla v elektrických pecích s nucenou cirkulací atmosféry. Tyto pece musí být schopny udržet předepsanou teplotu a rozložení teploty musí být v peci rovnoměrné. Pokud by bylo k popouštění použito plynových pecí, je zapotřebí zajistit dokonalou regulaci teploty pomocí hořáků v peci. Ohřev v solných lázních nebo roztavených kovech je výhodný, je však vhodný jen pro malé součásti a malá množství.

2.2.1 Popouštěcí křehkost

Během popouštění chromových a chromniklových ocelí na teploty okolo 500°C se snižuje vrubová houževnatost. Tato křehkost se zvýrazňuje pomalým ochlazováním z popouštěcí teploty – v peci nebo na vzduchu. U ocelí pouze uhlíkových se popouštěcí křehkost nevyskytuje. Pokud je ocel legována manganem, je jen velmi málo náchylná k popouštěcí křehkosti. V kombinaci s jinými prvky (především s chromem) však mangan velmi zvyšuje náchylnost k popouštěcí křehkosti. Fosfor také zvyšuje popouštěcí křehkost a to již při velmi malém obsahu. Popouštěcí křehkost naopak snižují prvky molybden (při obsahu 0,1–0,3 %). Stejněho účinku jako s molybdenem je

možné dosáhnout legováním wolframem, ale je zapotřebí oproti molybdenu zvětšit množství wolframu na trojnásobek.

Popouštěcí křehkost se u jednotlivých ocelí liší a její oblast kolísá v rozmezí teplot od 400 °C až k bodu Ac_1 . Pokud u oceli dojde k popouštěcí křehkosti, není tato vada na vzhledu struktury patrná. Až při silném naleptání kyselinou pikrovou se projeví u křehké oceli výraznější hranice zrn.

3 Metody chemicko-tepelného zpracování

1. Difúzí vhodných prvků do povrchové vrstvy materiálu při teplotách nad A_{c3} a následnou fázovou transformací zpracované oceli (cementace a nitrocementace). Tvorba karbidických a nitridických fází je nežádoucí. Zpevnění povrchu nastává díky vzniku martenzitu.
2. Difúzí vhodného prvku do povrchové vrstvy materiálu při teplotách nad A_{c3} , přičemž zpevnění povrchu je důsledkem vzniku tvrdých povrchových fází. V jádru oceli dochází při CHTZ k fázové transformaci (např. bórování).
3. Difúzí vhodného prvku do povrchové vrstvy oceli bez následného tepelného zpracování. V jádru oceli nedochází k fázové transformaci. Zpevnění povrchu je důsledkem tvorby tvrdých fází ve vrstvě (nitridy a karbonitridy při nitridaci a karbonitridaci).
4. Depoziční procesy, při kterých se na povrchu oceli ukládá vrstva zcela odlišného chemického složení od základního materiálu. Tyto vrstvy jsou většinou velmi tvrdé (TiC, TiN) a jsou se substrátem spojeny pouze velmi tenkou difúzní vrstvou (několik μm), protože nedochází k výraznému průniku deponovaných prvků či sloučenin do substrátu.
5. Netradičními metodami ovlivnění povrchového složení oceli, např. povrchovým legováním po předchozím natavení vysoce koncentrovaným energetickým zdrojem (laserovým paprskem, elektronovým paprskem, plazmou).

Většina procesů chemicko-tepelného zpracování je prováděna za účelem zvýšení povrchové tvrdosti zpracovávaných součástí, zvýšení odolnosti povrchu proti mechanickému a koroznímu opotřebení, zvýšení odolnosti proti cyklické únavě. Chemicko-tepelným zpracováním může být dosaženo podstatně lepších vlastností povrchu materiálu, aniž by se podstatně zvyšovaly nároky na základní materiál. Chemickotepelné zpracování je často jednou ze závěrečných operací výroby strojních

součástí. Z toho důvodu je kvalitní a dokonale provedené chemicko-tepelné zpracování rozhodující pro konečné vlastnosti jednotlivých součástek.

3.1 Cementace [1] [2] [5] [7] [11] [14]

Účelem cementace je vytvořit na povrchu s nízkým obsahem uhlíku (cementační oceli - přibližně do 0,3 % C) vrstvu nauhličenou na eutektoidní případně mírně nadeutektoidní koncentraci při teplotě nad A_{c3} . Ve správně nauhličeném povrchu je obsah uhlíku 0,85 %. Hloubka cementované vrstvy je nejčastěji do jednoho milimetru (0,8 mm). Zcela výjimečně se vyskytují vrstvy přes dva milimetry.

Pokud dojde během cementace k překročení procentuálního obsahu uhlíku ve vrstvě přes 1 %, tak může dojít k vyloučení nadeutektoidních karbidů. Tyto karbidy jsou nebezpečné v případě jejich vyloučení na hranicích zrn, protože velice snižují houževnatost cementované vrstvy.

Obsah uhlíku v cementované vrstvě stejně jako rozložení uhlíku ve vrstvě záleží na cementačním prostředí, na výšce cementační teploty, době výdrže na cementační teplotě a na chemickém složení cementované oceli – především na obsahu uhlíku a karbidotvorných prvků.

Doba cementace ovlivňuje především hloubku cementované vrstvy a má podstatně menší vliv na obsah uhlíku v cementované vrstvě. Zpočátku je proces nauhličování rychlejší a později se zvyšující se hloubkou nauhličení rychlost klesá.

Ve stejném cementačním prostředí a za stejných podmínek se povrch oceli s nízkým obsahem uhlíku obohacuje rychleji než povrch oceli s vyšším obsahem uhlíku. Nikl rychlost cementace snižuje naopak chrom a další karbidotvorné prvky obsah uhlíku na povrchu materiálu zvyšují. Z tohoto důvodu se oceli legované karbidotvornými prvky cementují v méně aktivním prostředí. Byly vyvinuty i oceli s přídavkem titanu, které nejsou náchylné ke hrubnutí zrna a je možné je cementovat při teplotách až 1150 °C, což velice zkracuje dobu cementace.

Zakalením takto nauhličené vrstvy se získává na povrchu tvrdá martenzitická vrstva a v jádře podle obsahu uhlíku výchozího materiálu, prokalitelnosti a průřezu dílce struktura s nízkou tvrdostí, nicméně poměrně houževnatou. Nejjednodušší způsob tepelného zpracování je kalení přímo z cementační teploty. Tato teplota je však pro kalení cementované vrstvy příliš vysoká - cementovaná vrstva je křehká a nebezpečí vzniku trhlin po kalení by bylo příliš vysoké. Z toho důvodu je teplota před kalením

teplota snižována na kalicí teplotu – 780–820 °C, která je správnou kalicí teplotou nauhličeného povrchu.

Způsoby cementace:

- Cementace v prášku
- Cementace v soli
- Cementace v plynu (moderní a nejčastější)

3.1.1 Cementace v plynu

Probíhá při teplotách 900–950 °C. U speciálních ocelí pro rychlocementaci je možné teplotu zvýšit až na 1150 °C. Vyšší cementační teplotou hrubne zrna, zvětšuje se hloubka cementované vrstvy dosažené při stejné době výdrže a zvětšuje se obsah uhlíku, především pak na povrchu cementované vrstvy.

Provádí se v atmosférách, které se vyrábí v endogenerátorech (s přísadami čistých plynů) nebo přímo v pecním prostoru vkapáváním vhodných kapalin (starý způsob přípravy nauhličovací atmosféry v peci).

Cementační atmosféra v peci má tyto složky: CO, CO₂, H₂, H₂O, CH₄ a N₂. Proces nauhličování závisí především na uhlíkovém potenciálu atmosféry (C_p), dále pak na teplotě, složení oceli a pohybu atmosféry v peci.

Uhlíkový potenciál atmosféry je obsah uhlíku v austenitu, který je při dané teplotě v rovnováze s nauhličující schopností atmosféry. Zjednodušeně je to obsah uhlíku v železném vzorku po úplném prouhličení. Většina procesů chemicko-tepelného zpracování je prováděna za účelem zvýšení povrchové tvrdosti zpracovávaných součástí, zvýšení odolnosti povrchu proti mechanickému a koroznímu opotřebení, zvýšení odolnosti proti cyklické únavě. Chemicko-tepelným zpracováním může být dosaženo podstatně lepších vlastností povrchu materiálu, aniž by se zvyšovaly nároky na základní materiál. Chemicko-tepelné zpracování je často jednou ze závěrečných operací výroby strojních součástí. Z toho důvodu je kvalitní a dokonale provedené chemicko-tepelné zpracování rozhodující pro konečné vlastnosti jednotlivých součástek.

3.1.2 Kontrola uhlíkového potenciálu [6]

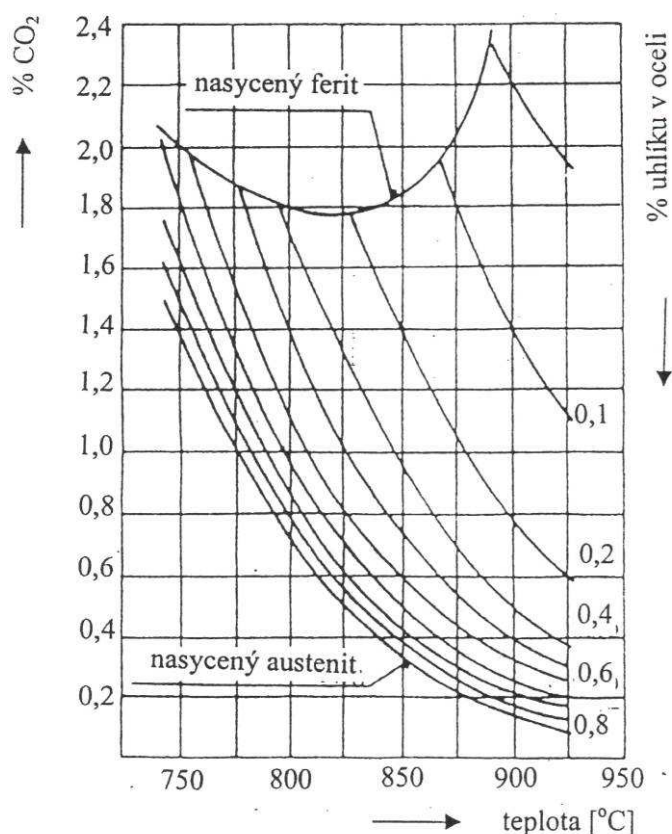
Pro kvalitní cementaci je zapotřebí zajistit stabilní podmínky. Jedná se především o teplotu a atmosféru v peci. Do celého procesu řízení dnes zasahují nejmodernější PLC automaty, které požadované podmínky udržují na stabilních hodnotách a zajišťují tak produkci s minimální zmetkovitostí.

Uhlíkový potenciál, jako hlavní parametr atmosféry během cementace, můžeme zjišťovat následujícími metodami.

3.1.2.1 Dle obsahu CO_2 v atmosféře.

Obsah CO_2 se měří infraanalyzátory a dle něj se uhlíkový potenciál i reguluje. Přesnost regulace je $\pm 0,05 \%$.

Vztah mezi CO_2 a C_{Fe} , (viz obr. 11) - toto platí pro endotermickou atmosféru vyrobenou z C_3H_8 .

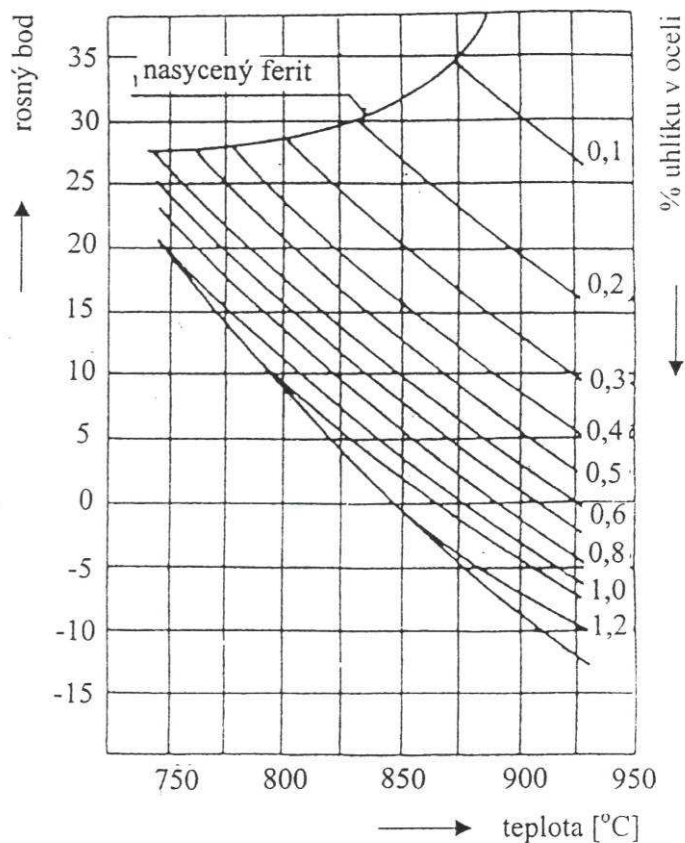


Obr. 11 Vztah mezi obsahem CO_2 , teplotou a C_p – atmosféra vyrobená z propanu.

3.1.2.2 Dle obsahu H_2O v atmosféře.

Obsah H_2O se určuje stanovením rosného bodu (R_b) atmosféry. Používají se buď čidla z LiCl nebo se měří teplota koncentrace vodních par obsažených v atmosféře na chlazeném zrcadle.

Vztah mezi hodnotou R_b a C_{Fe} (viz obr. 12) - toto platí pro endotermickou atmosféru vyrobenou z C_3H_8 .



Obr. 12 Vztah mezi rosným bodem, teplotou a C_p – atmosféra vyrobená z propanu.

3.1.2.3 Fóliovou metodou

Ocelová fólie s obsahem $C = 1\%$, tloušťka 0,05 mm se nauhličuje po dobu 5-ti minut a z přírůstku nebo úbytku její hmotnosti se na přesných vahách určí potenciál atmosféry. Předpokladem je úplné prouhličení fólie.

Tato metoda je velice vhodná pro referenční měření. Není možné z ní získat jakýkoliv výstup pro automatickou regulaci. Je však velice přesná, pokud jsou dodrženy podmínky čistoty vzorku a postup prouhličení fóliového vzorku.

3.1.2.4 Kyslíkovou sondou

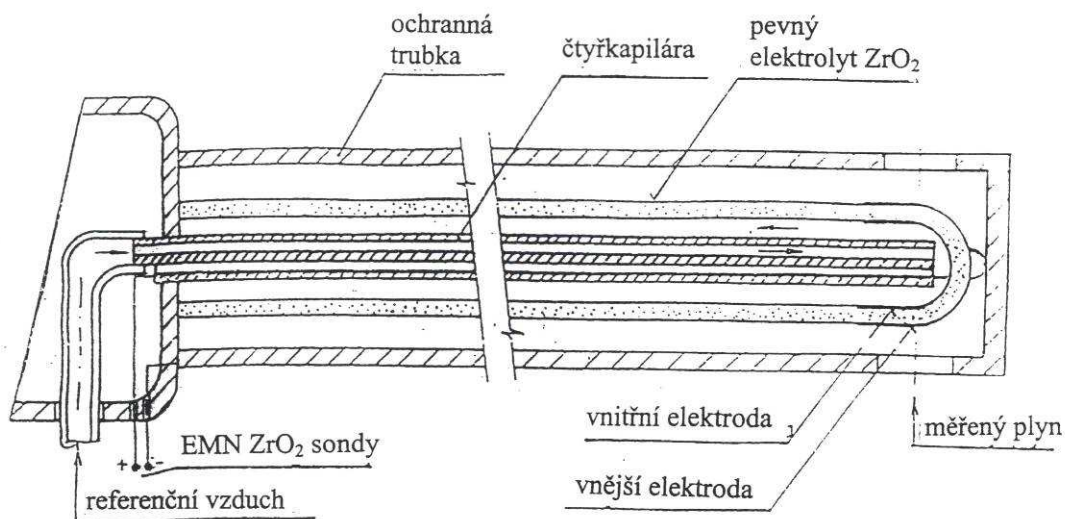
Na povrchu oceli probíhá mimo nauhličovacích reakcí také reakce: $2\text{CO} \leftrightarrow 2\text{C} + \text{O}_2$ jejíž rovnovážná konstanta je dána vztahem:

$$K = a_c \frac{p_{\text{O}_2}^{1/2}}{p_{\text{CO}}} \quad (2).$$

Rovnovážná konstanta K je závislá pouze na teplotě. Parciální tlak oxidu uhelnatého p_{CO} je konstantní pro určitý typ atmosféry. Při konstantní teplotě a při konstantním obsahu oxidu uhelnatého v pecní atmosféře, je aktivita uhlíku a_c neboli uhlíkový potenciál atmosféry C_p funkcí pouze parciálního tlaku kyslíku p_{O_2} v pecní atmosféře. Je tedy možné podle uvedené rovnice stanovit uhlíkový potenciál.

Parciální tlaky kyslíku jsou v řízených atmosférách velmi malé a dosahují minimální hodnoty 10–15 Pa. Za vysokých teplot je možné tyto nízké obsahy kyslíku měřit pomocí pevných elektrolytů, např. oxidu zirkoničitého ZrO_2 .

Konstrukční uspořádání kyslíkové sondy je na obr. viz níže. Dělicí stěna ze ZrO_2 formovaná do tvaru trubky na jednom konci uzavřená je zavedená do pecního prostoru. Vnitřní stranou trubky prochází referenční vzduch, vnější strana je ve styku s měřenou atmosférou. Elektrody svádějící vzniklé elektromotorické napětí jsou umístěny na obou stěnách uzavřeného konce trubky, který dosahuje teploty shodné s teplotou sledovaného procesu. Elektromotorické napětí sondy je měřeno voltmetrem.



Obr. 13 Schéma konstrukce kyslíkové sondy.

Výhody kyslíkové sondy oproti jiným metodám (analýza oxidu uhličitého nebo analýza rosného bodu):

1. široká oblast použití,
2. rychlá reakce sondy na změnu parametrů pecní atmosféry ve srovnání s reakcí analyzátoru CO₂, která dosahuje v důsledku transportu analyzovaného plynu až několika minut,
3. vyšší přesnost stanovení hladiny uhlíku,
4. jednoduchá obsluha a údržba,
5. nižší pořizovací náklady oproti infraanalyzátorům.

Nevýhody:

1. citlivost vůči teplotním šokům,
2. křehkost keramických součástí sondy,
3. kratší životnost ve srovnání s analyzátor (1–2 roky), což se však kompenzuje nižší cenou.

3.1.2.5 Systémy pro regulaci uhlíkového potenciálu v cementačních atmosférách

Dokonalá regulace uhlíkového potenciálu C_p cementačních a nitrocementačních atmosfér je nutným vybavením moderního zařízení pro chemicko-tepelné zpracování oceli. Používané regulační systémy je možné zařadit podle stupně jejich dokonalosti do skupin:

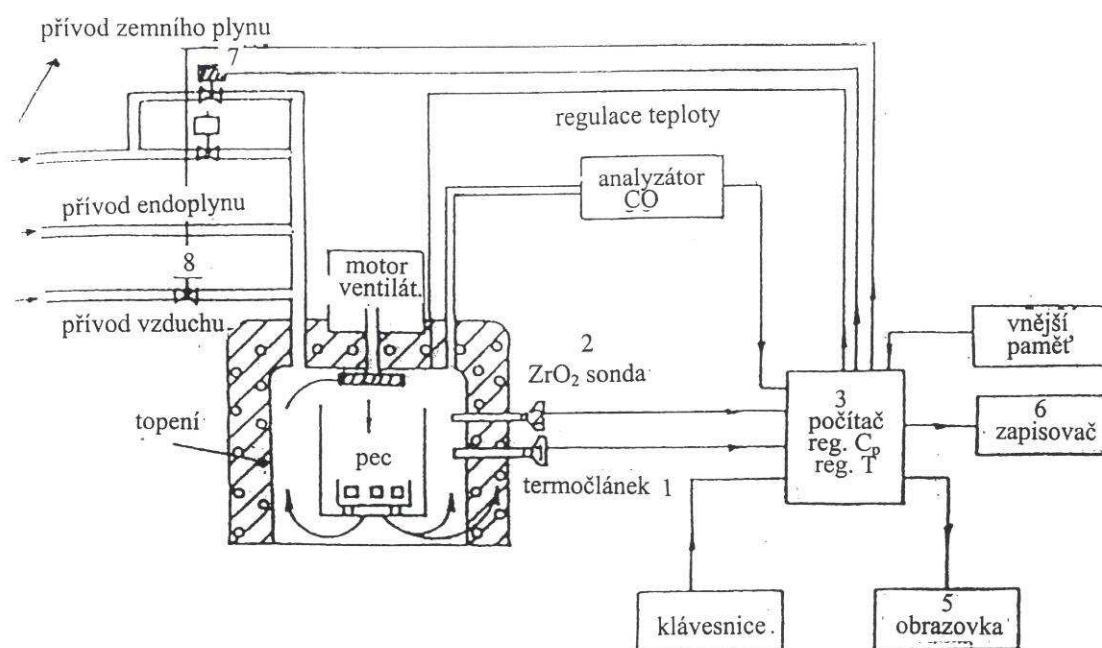
1. Reléové regulační systémy

I. Reléové regulační systémy na bázi klasických regulátorů konstantní hodnoty charakteristické veličiny atmosféry, jako např. parciální tlak oxidu uhličitého nebo rosný bod atmosféry.

II. Reléové regulační systémy na bázi klasických regulátorů konstantní hodnoty charakteristické veličiny atmosféry, kterou je napětí kyslíkové sondy. Řízení atmosféry se provádí na konstantní hodnotu elektromotorického napětí kyslíkové sondy. Regulační systém nebere v úvahu případné změny teploty pecního prostoru a změny obsahu oxidu uhelnatého v pecní atmosféře.

2. Mikroprocesorové regulátory provádějí regulaci na základě vypočtené okamžité hodnoty teplotního prostoru, napětí kyslíkové sondy, zadané nebo měřené hodnoty parciálního tlaku CO a případně konstantních korekčních faktorů na typ sondy a složení nauhličovaného materiálu (systémy Ipsen, Aichelin).

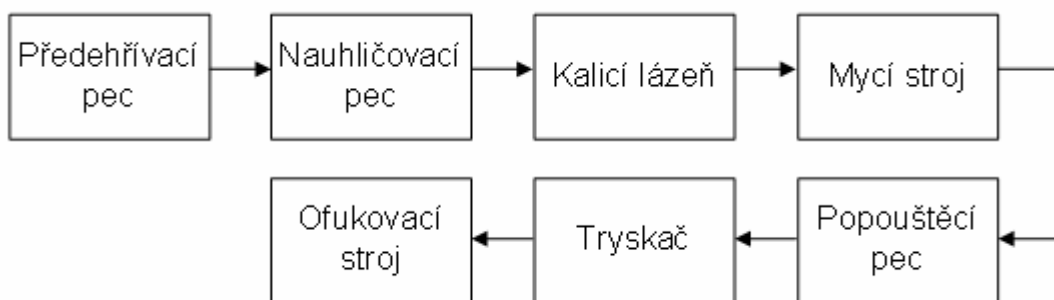
3. Integrální regulátory procesu cementace provádějí průběžný výpočet dosaženého nasycení a hloubky cementované vrstvy na základě skutečných hodnot teploty pecního prostoru a vypočtené hladiny uhlíku pecní atmosféry. Tyto integrální regulátory umožňují automatické ukončení procesu po dosažení požadovaného výsledku nebo provádějí volbu optimální cesty k jeho dosažení. Tyto regulátory jsou krokem pro dosažení úplné automatizace v procesu cementace.



Obr. 14 Schéma regulačního obvodu atmosféry v peci pomocí kyslíkové sondy, termočláneku a integrálního regulátoru.

4 Linka chemicko-tepelného zpracování

Linkou chemicko-tepelného zpracování procházejí všechny ocelové díly, které se vyrábí na linkách obrábění ve strojírenském podniku, kde byla zpracovávána diplomová práce. Jednotlivé operace a jejich postup jsou znázorněny na schématu (obr. 15).



Obr. 15 Schéma postupu vsázky přes jednotlivá technologická stanoviště na lince chemicko-tepelného zpracování.

Technologická paleta

Zpracovávané díly jsou umístěny v technologické paletě, která se liší podle charakteru zpracovávaných součástí. Je vyrobena ze žárovevního materiálu Cronite® jehož základem je slitina chromu a niklu. Klecovitá konstrukce palety zajišťuje průchodnost médií, díky kterým probíhá chemicko-tepelné zpracování, mezi jednotlivými díly umístěnými na paletě.

Paleta je tvořena modulovými díly, které je možné vzájemně kombinovat, nahrazovat nebo skládat. U všech typů technologických palet je stejný spodní základní díl deskovitěho tvaru, který slouží jako závaží. Důvodem je zabránění prokluzu na válečkových dopravnících a tím zaseknutí technologické palety na jednom místě.

Jednotlivé díly technologické palety jsou vyrobeny technologií gravitačního lití do písku. Opracovány jsou pouze zbytky vtokové soustavy. Všechny dosedací prvky do sebe zapadají bez nutnosti dodatečných úprav.

Zpracovávané součásti přicházejí na linku chemicko-tepelného zpracování z obráběcích linek již umístěné v technologických paletách. Po dokončení technologie chemicko-tepelného zpracování se zase vrací zpět na linky obrábění v technologických paletách.

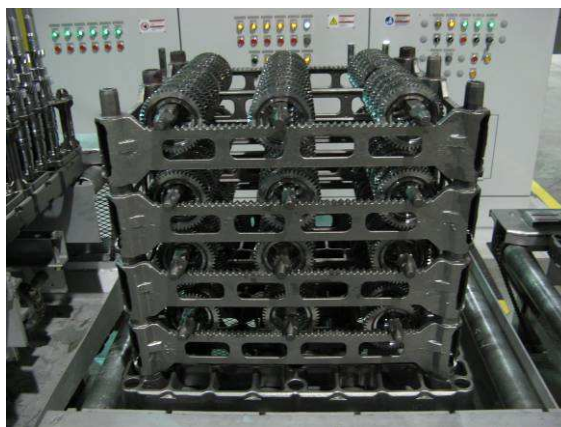
Technologická paleta je tedy materiálovou jednotkou pro technologii chemicko-tepelného zpracování. V rámci jedné technologické palety jsou součásti v ní obsažené považovány za totožné a to jak před, tak i po chemicko-tepelném zpracování.

Prázdná paleta váží asi 100 kg, zpracovávané díly uvnitř pak asi 80–120 kg v závislosti na druhu zpracovávaných součástí – hřídele nebo ozubená kola.

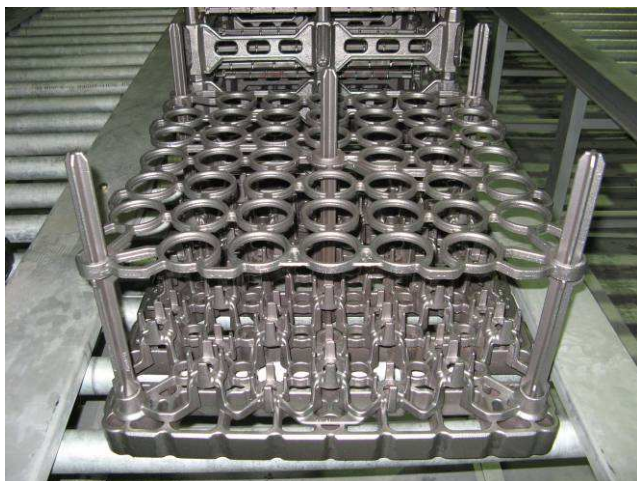
Materiál technologické palety má také vysokou odolnost vůči abrazi. Během technologického procesu procházejí díly na paletě tryskacím strojem. Je tedy nutné, aby materiál palety odolal co nejvíce tryskacím cyklům v komoře tryskacího stroje. Linka chemicko-tepelného zpracování na provozu strojírenského podniku funguje asi rok. Za tuto dobu na technologických paletách není patrná známka opotřebení způsobeného abrazivem z tryskače. Každá z technologických palet během uplynulého roku produkce prodělala několik stovek cyklů.



Obr. 16 Prázdná technologická paleta pro součásti typu ozubených kol.



Obr. 17 Zaplněná technologická paleta s ozubenými koly.

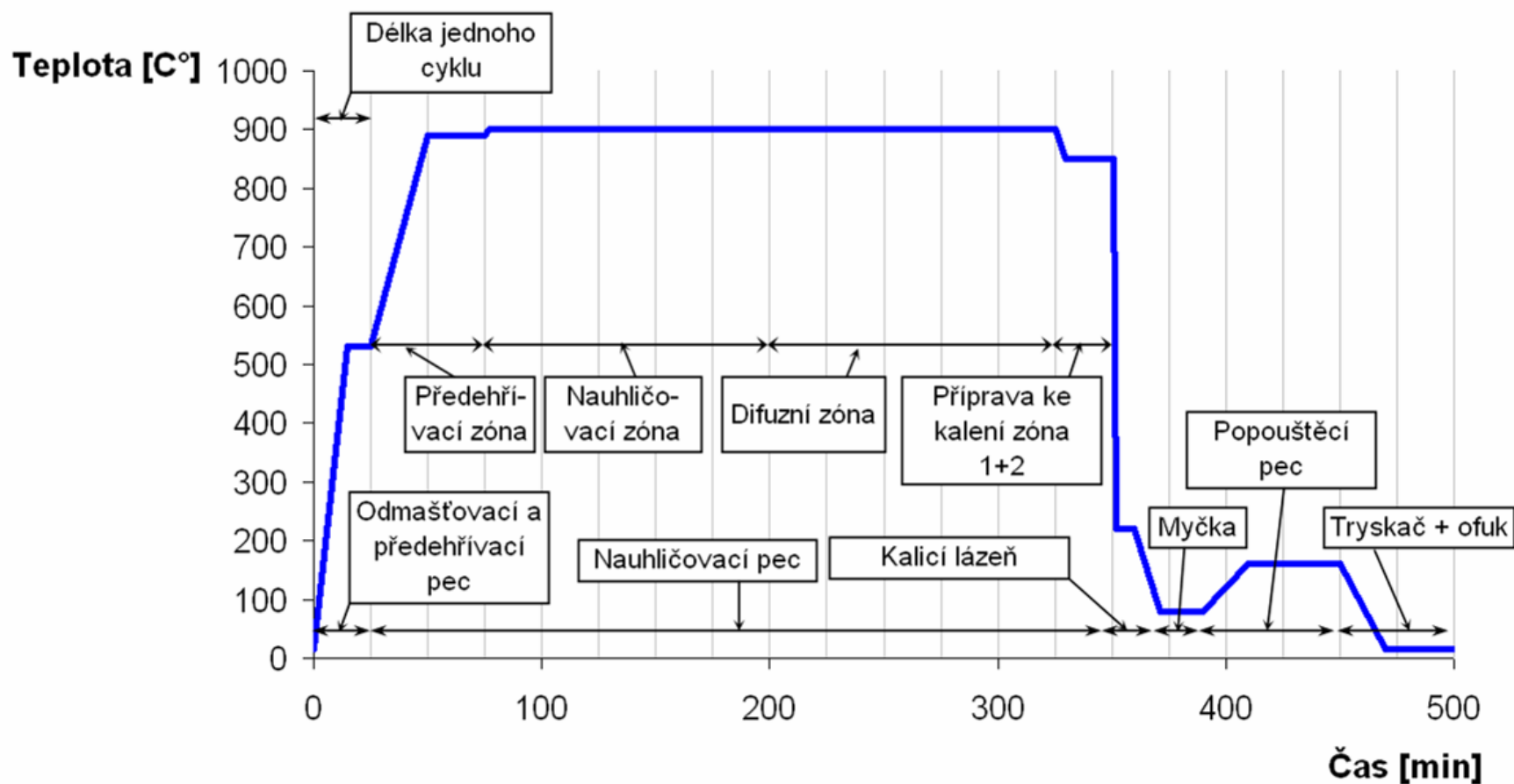


Obr. 18 Prázdná technologická paleta pro součásti typu hřídel.



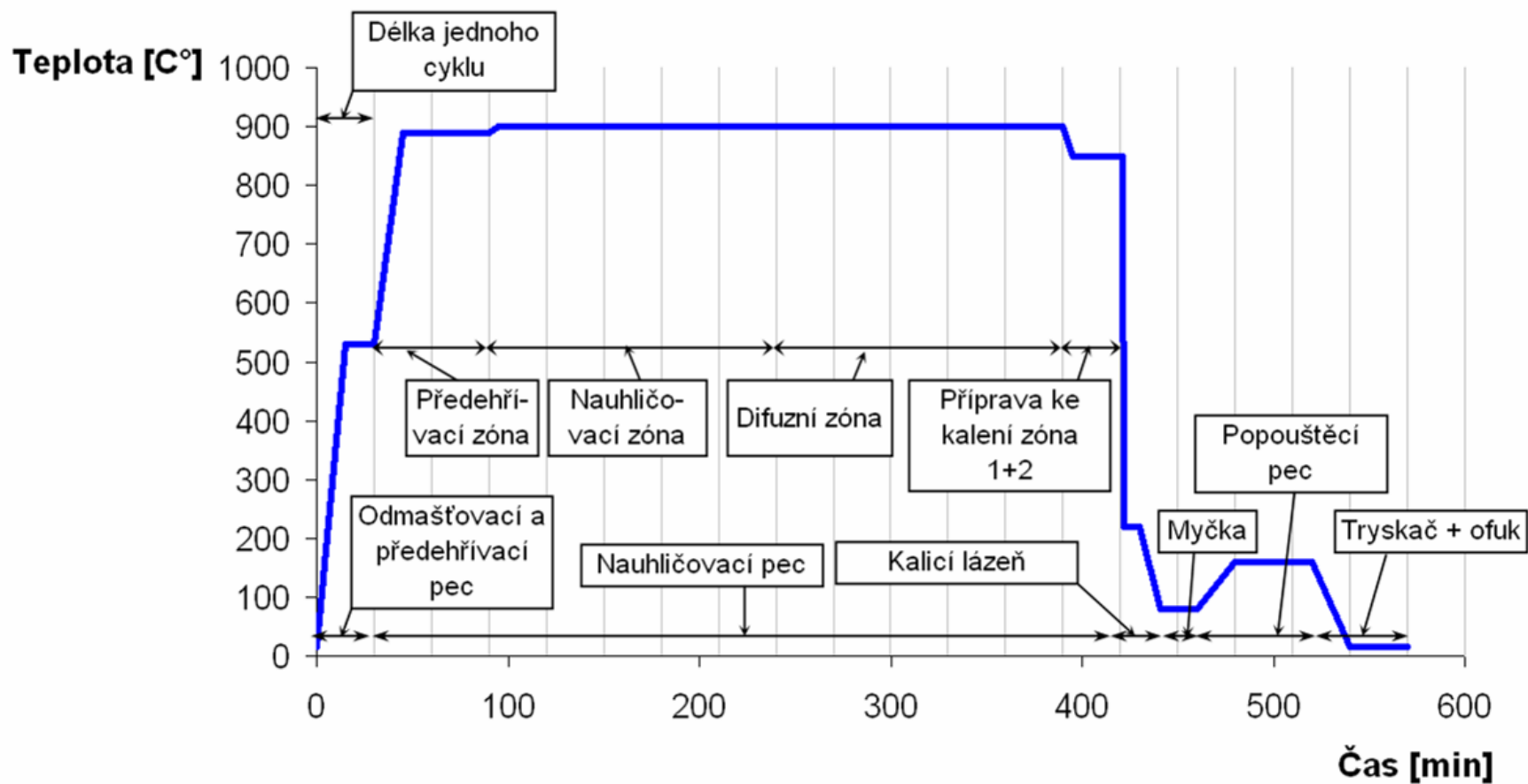
Obr. 19 Zaplněná technologická paleta s hřídeli.

Závislost teploty na čase během tepelného zpracování (25min cyklus)



Obr. 20 Znáznornění 25 minutového cyklu.

Závislost teploty na čase během tepelného zpracování (30min cyklus)



Obr. 21 Znáznornění 30 minutového cyklu.

4.1 Stávající zařízení linky chemicko-tepelného zpracování

Na lince chemicko-tepelného zpracování je instalována speciální zahraniční technologie. Zařízení jsou propojeny v jeden celek sestávající z jednotlivých modulů (strojů), které spolu pracují v automatickém technologickém i logistickém režimu - není zapotřebí během procesu ručně ovládat žádný ze strojů ani převážet jednotlivé palety.

Zásah obsluhy je zapotřebí pouze v případě nastalé abnormality - vzpříčená paleta nebo selhání některého ze zařízení, případně jednotlivého prvku stroje. Linka tedy pracuje v předem nastaveném automatickém režimu, který je řízen PLC automaty s pevně naprogramovanými cykly. Z těchto cyklů je možno volit v závislosti na druhu zpracovávaných součástí.

V případě potřeby změny parametrů technologického procesu je nutné naprogramovat nový postup nebo nahradit některý z předprogramovaných postupů.

Jednoduše se nastavuje pouze nauhlčovací potenciál C_p v jednotlivých zónách. Toto nastavení je zapotřebí z důvodu např. víkendových odstávek, kdy se snižuje potenciál, aby se pece zbytečně nezanášely sazemí, neničily se kyslíkové sondy a neplýtvalo se plynem.

4.1.1 Předehřívací a odmašťovací pec

Vsázka vstupuje nejdříve do předehřívací a odmašťovací pece. Toto zařízení pracuje bez ochranné atmosféry a teplota 530 °C je dosahována pomocí hořáků spalujících zemní plyn.

Díly do pece vcházejí studené a mastné z předchozích obráběcích operací. Před vstupem do odmašťovací a předehřívací pece nejsou jednotlivé kusy žádným způsobem čištěny nebo připravovány na proces chemicko-tepelného zpracování.

V této peci zůstávají součásti po dobu jednoho cyklu. Účelem je spálit veškeré olejové zbytky po předchozích obráběcích operacích a předehřát vsázku před vstupem do elektricky vyhřívané nauhlčovací pece.



Obr. 22 Předehřívací a odmašťovací pec.

4.1.2 Nauhličovací pec

V nauhličovací (přesněji nitrocementační) peci dochází k cementaci všech součástí. Pro některé díly se do předposlední zóny nauhličovací pece vhání plynný čpavek. Tyto součásti jsou pak nitrocementovány.

Nauhličovací pec je rozdělena do zón, které se liší teplotou, procentem uhlíkového potenciálu v atmosféře, chemickým složením atmosféry i dobou, po kterou zůstávají díly v jednotlivých zónách. Průchod vsázky zónami je zajištěn pomocí válečkových dopravníků. Při vstupu a výstupu technologické palety se zažehuje před otevřením dveří plamenná clona, která chrání vnitřní prostředí nauhličovací pece před vniknutím kyslíku.

Zóny:

Přehřívací – 890 °C, doba setrvání 2 cykly, atmosféra je směs endoplynu a zemního plynu bez řízení přesné hodnoty uhlíkového potenciálu (pevně nastavené hodnoty průtoku endo plynu i zemního plynu).

V této zóně je vsázka přehřívána v ochranné atmosféře slabě obohaceného endoplynu. Přesto dochází ke slabému nauhličování povrchu součástí.

Nauhličovací – 900 °C, doba setrvání 5 cyklů, atmosféra je směs endoplynu a zemního plynu s řízením přesné hodnoty uhlíkového potenciálu na hodnotu 1,0 % (pevně nastavené hodnoty průtoku endo plynu a elektronicky řízený průtok zemního plynu závislý na okamžité hodnotě uhlíkového potenciálu).

Povrchová vrstva součástí je intenzivně sycena uhlíkem. Tímto intenzivním nauhličováním se sice hloubka nauhličené vrstvy prohlubuje, dochází však k nestejnomyšlnosti v nauhličené vrstvě.

Difúzní – 900 °C, doba setrvání 5 cyklů, atmosféra je směs endoplynu a zemního plynu s řízením přesné hodnoty uhlíkového potenciálu na hodnotu 0,9 % (pevně nastavené hodnoty průtoku endo plynu a elektronicky řízený průtok zemního plynu závislý na okamžité hodnotě uhlíkového potenciálu).

Povrch součástí je stále sycen uhlíkem. Díky sníženému uhlíkovému potenciálu se jedná o difúzní přechod atomů uhlíku z intenzivně nauhličeného povrchu hlouběji do materiálu. V povrchové vrstvě jsou tedy atomy uhlíku po prvotním intenzivním nauhličení rovnoměrně rozmístěny.

Příprava ke kalení zóna 1 – 850 °C, doba setrvání 1 cyklus, atmosféra je směs čpavku, endoplynu a zemního plynu s řízením přesné hodnoty uhlíkového potenciálu na hodnotu 0,85 % (pevně nastavené hodnoty průtoku endo plynu a čpavku, elektronicky řízený průtok zemního plynu závislý na okamžité hodnotě uhlíkového potenciálu, elektronicky spouštěný a vypínaný průtok čpavku – plyn proudí do zóny pouze po dobu 20 minut, od chvíle kdy vstoupí paleta do zóny v případě, že dané součásti na paletě jsou určeny k nitrocementaci).

Potenciál atmosféry má mírně nadeutektoidní obsah uhlíku – jde tedy pouze o stabilizaci obsahu uhlíku v povrchové vrstvě a přípravu součásti na proces kalení.

Příprava ke kalení zóna 2 – 850 °C, doba setrvání 1 minuta, atmosféra je směs endoplynu a zemního plynu bez řízení přesné hodnoty uhlíkového potenciálu (pevně nastavené hodnoty průtoku endo plynu i zemního plynu).

V poslední zóně nauhličovací pece vsázka zůstává pouze jednu minutu. Atmosféra obohaceného endoplynu zde slouží pouze jako ochrana povrchu součásti a k nauhličování již nedochází. Tato poslední zóna slouží jako ochrana pro předchozí zóny, aby nedocházelo k únikům nebo ovlivňování řízených atmosfér při opouštění technologické palety z prostoru nauhličovací pece.



Obr. 23 Nauhličovací pec.

4.1.3 Generátor endoplynu.

Generátor endoplynu je připojen k nauhličovací peci a probíhá v něm endotermní reakce vzduchu se zemním plynem za vzniku endoplynu o přibližném složení 40 % dusíku, 40 % vodíku a 20 % oxidu uhelnatého. Endoplyn je hlavním plynem pecní atmosféry a potřebné úrovně uhlíkového potenciálu se dosahuje aditivem čistého zemního plynu přímo do potrubí s endoplynem.

Složení endoplynu je regulováno pomocí detektoru CO_2 a je ovládáno PLC automatem z řídicího panelu generátoru. Ten udržuje obsah CO_2 v endoplynu na úrovni 0,2 % regulací přísunu zemního plynu do reaktoru endogenerátoru.



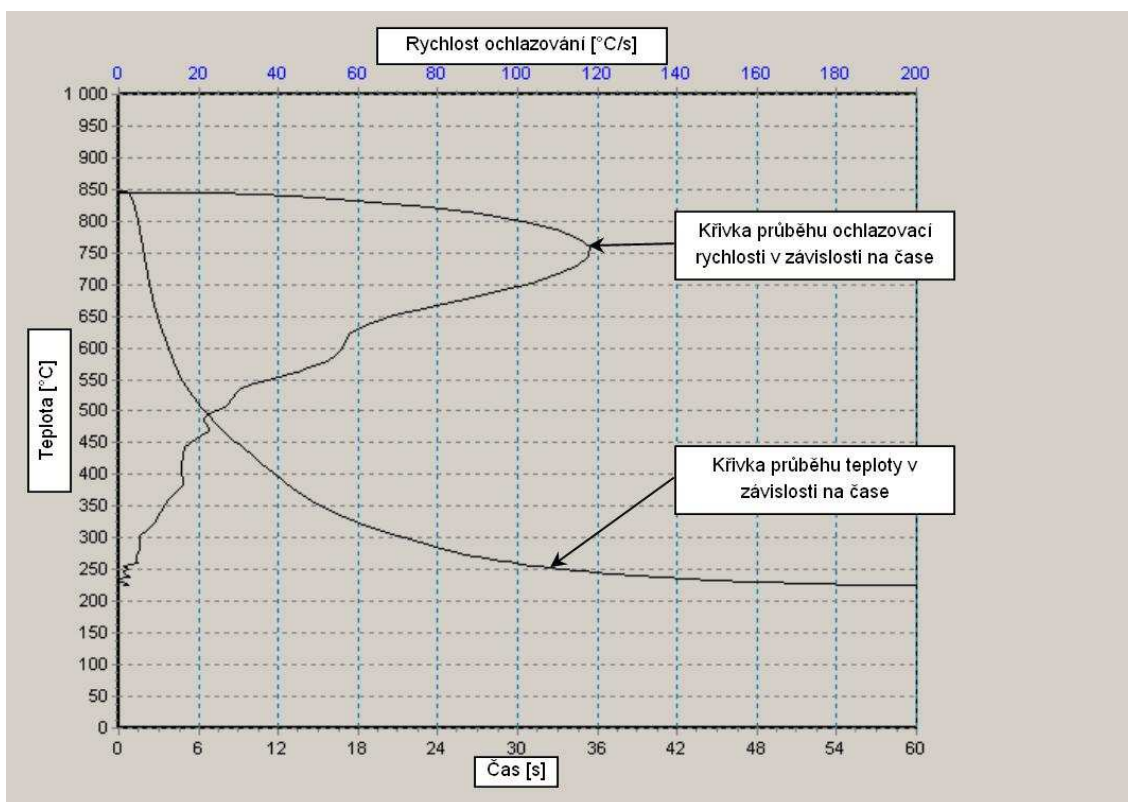
Obr. 24 Generátor endoplynu.

4.1.4 Kalicí lázeň

Pro kalení dílů je použito solné lázně s teplotou taveniny 220 °C. Složení taveniny je dusičitan draselný KNO_3 a dusitan sodný NaNO_2 . Tavenina je intenzivně promíchávána dvěma míchadly a její teplota je udržována pomocí chladicího okruhu a topných těles.

Podmínkou ochlazování je dosažení teploty 600 °C kaleného dílu do 4 sekund a maximální rychlosti ochlazování v rozmezí 115–120 °C/s. Tyto parametry ochlazování je možné ovlivňovat otáčkami míchadel. Pokud by i přes možný rozsah otáček míchadel nebylo dosaženo požadovaných výsledků, je nutné provést detailní chemický rozbor média solné lázně a případně solnou lázeň vyměnit.

Proces ochlazování dílů na teplotu 220 °C trvá celkem 4 minuty. Následně se díly ponechávají nad solnou lázní v nahnuté pozici okapat od přebytečné soli, která stéká zpět do lázně. Teplota tání soli je 140 °C.



Obr. 25 Záznam průběhu ochlazování v kalicí lázni.

Max. rychlost ochlazování [°C/s]	117,95	Čas při dosažení 600°C [s]	3,78
Teplota při max. rychlosti ochlazování [°C]	758,3	Čas při dosažení 400°C [s]	11,84
Čas při max. rychlosti ochlazování [s]	1,83	Čas při dosažení 200°C [s]	-
Ochlazovací rychlost při 300°C [°C/s]	6,62	Max. teplota [°C]	845,73
Rychlost ochlazování při 550°C [°C/s]	35,58		



Obr. 26 Kalicí lázeň.

4.1.5 Mycí stroj

Díly jsou v paletě po okapání nad solnou lázní umyty v dvoukomorové myčce s čistou vodou o teplotě 80 °C. V první komoře se paleta pouze ponoří do vodní lázně, kde se zbaví většiny zbytků soli. V druhé komoře se pak paleta sprchuje čistou vodou a tím se očistí veškeré zbytky soli z povrchu dílů.

Myčka hospodaří s vodou způsobem, že voda přitéká pouze do sprchovací komory. Do ponorné lázně se voda dostává přepadem. Během ponoření v první komoře se přebytečná voda dostává do odpadní jímky, ze které se pak přečerpává do čističky odpadních vod. Tímto způsobem se voda v ponorné lázni neustále sama obměňuje a je tak zajištěn hospodárný chod stroje, při kterém nedochází ke zbytečnému plýtvání s čistou vodou.



Obr. 27 Mycí stroj.

4.1.6 Popouštěcí pec

Popouštění probíhá v elektrické peci bez ochranné atmosféry (v peci je vzduch) při teplotě 160 °C, po dobu 50-ti minut. Popouštěcí pec má i funkci vysušovací – je zařazena těsně za mycím strojem a díly jsou v první zóně vysušeny. V popouštěcí peci je 5 stejných zón oddělených přepážkami, z nichž první má z důvodu vysušování dílů odsávání.

Popouštění je prováděno pouze na nízkou teplotu, z důvodu zachování tvrdosti zakalené vrstvy, která je nutná pro správnou funkci zpracovávaných součástí v montážním celku.



Obr. 28 Popouštěcí pec.

4.1.7 Tryskací stroj

Čisté popuštěné díly se v tryskacím stroji zbavují povrchové vrstvy oxidů, které vznikají při přesunu palety mezi nauhličovací pecí a kalící lázní. Tryskací stroj pracuje s ocelovými kuličkami o průměru 0,6 mm. Kuličky jsou vrhány proti otáčející se paletě v komoře tryskacího stroje. Metače jsou elektromotorem poháněné rotující lopatkové kola.

I přes toto tryskání zůstává na povrchu chemicko-tepelně zpracovávaných dílů tenká vrstva (do 10 μ m), ve které se objevují oxidace. Tato vrstva je u broušených dílů odstraněna při následující technologické operaci broušením. Pro ševingované součásti, kdy je poslední obráběcí operace funkční plochy provedena před chemicko-tepelným zpracováním, by byla tato oxidace problematická z důvodu možné iniciace trhliny právě v místě oxidace.

Tento problém je řešen na konci montážní linky, kde jsou montážní celky podrobeny záběhu s prvonáplní. Tento záběh je pečlivě monitorován elektronickým zařízením Final tester, kdy jsou prověřeny všechny funkce a vyhodnoceny parametry během chodu – hluk, vibrace, síly potřebné k ovládání montážního celku. Během záběhu se díky tření funkčních ploch za kontrolovaných podmínek odstraní veškeré zoxidované zbytky materiálu z funkčních ploch a součásti si na sebe „zvyknou“. Znečištěná prvonáplň je pak vyměněna za médium, které v montážním celku funguje po celou dobu jeho životnosti.

Pokud dojde během záběhu k trhlíně na funkční ploše některého z dílů, je toto okamžitě zaznamenáno zvýšeným hlukem během testu a celý montážní celek je vyřazen k podrobnému přezkoumání problému.



Obr. 29 Tryskací stroj.

4.1.8 Ofukovací stroj

Ofukovací stroj slouží k očištění technologické palety s díly od prachu a ulpělých kuliček z tryskacího stroje. Ofukování probíhá v komoře pomocí trysek se stlačeným vzduchem. Paleta je zajištěná na podstavci, který se naklání a vibruje.



Obr. 30 Ofukovací stroj.

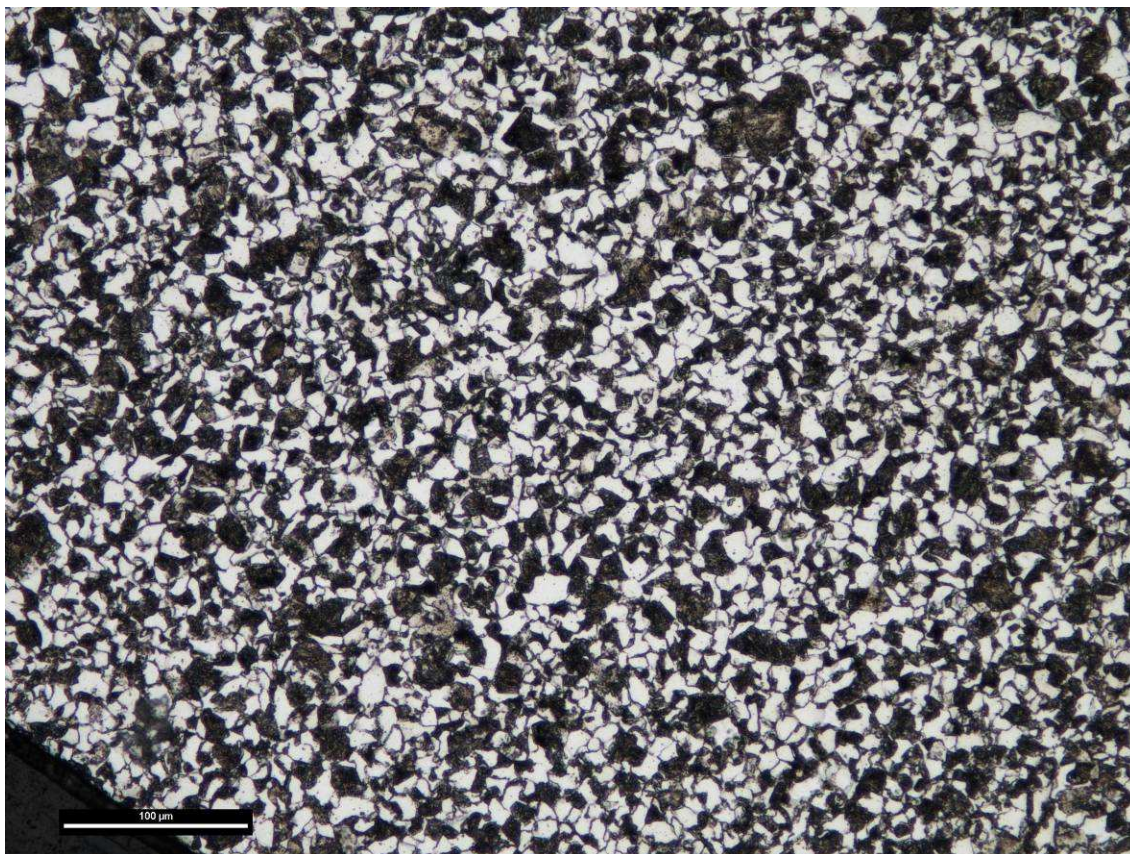
5 Experimentální část

Experimentální část jsem prováděl na provozu chemicko-tepelného zpracování, kde byla k výzkumným experimentům přidělena jedna linka. Tyto experimenty jsem prováděl během nočního provozu, aby neohrožily ani neovlivnily hromadnou výrobu. Sledoval jsem parametry – průběh povrchové tvrdosti, hloubku nauhličení a strukturu materiálu po chemicko-tepelném zpracování v laboratoři kontroly kvality výroby, která je součástí technologického celku linky chemicko-tepelného zpracování.

Použitý vstupní materiál: obdoba oceli 14220 (ocel určená k cementování)

C 0,2 %; Si 0,25 %; Mn 0,7 %; Cr 1,2 %; Ni 0,15 %; Cu 0,15 %; P do 0,02 %; S do 0,02 %; O do 15 ppm; B do 20 ppm.

Jedná se o výrobky z oceli zpracované tvářením v zápustce s výslednou tvrdostí do 250 HB, s pravidelnou feriticko-perlitickou strukturou a dobrou obrobiteľností.



Obr. 31 Mikrostruktura – Vstupní materiál před chemicko-tepelným zpracováním (Zv. 200x).

5.1 Příprava experimentu

Připravoval jsem vzorky, které by ukázaly skutečný průběh i míru nauhličení při ovlivňovaných parametrech nauhličování. Předpokládal jsem, že během produkce v průběžné peci nejsou podmínky pro všechny technologické palety, které procházejí průběžnou pecí, naprosto stejné. Stejně tak jsem očekával, že u jednotlivých pozic (kusů uložených v prostoru) technologické palety se bude situace lišit. První testy byly proto zaměřeny na sledování stability samotného technologického procesu při neměnných podmínkách.

Pro přípravu vzorků jsem použil součástí ze zmetkové produkce linky obrábění. Součásti, na kterých jsem prováděl experimenty, byly vybrány s ohledem na jejich tvarovou a hmotnostní podobnost.

Pro každou vsázku bylo zapotřebí připravit minimálně 6 plných technologických palet – minimální množství pro fungování pece. Z tohoto množství jsem vzorky připravoval z pozic 2., 3., 4., 5. dle postupného pořadí vsázky – první a poslední technologická paleta byla pouze k zajištění stabilnějších podmínek pro druhou a předposlední pozici.

Sledovanými parametry byl průběh tvrdosti v závislosti na hloubce od povrchu materiálu, hloubka nauhličené vrstvy (tedy hloubka, ve které klesne tvrdost pod 550 HV) a také jsem pořídil fotografie mikrostruktury. Mikrostrukturu jsem sledoval kvůli možným problémům, které by se nemusely projevit při měření tvrdosti např. velké množství zbytkového austenitu, karbidy na hranicích zrn, atd.

První testy jsem provedl na součástech z jedné technologické palety a vzájemně jsem porovnával jejich míru nauhličení – tedy možný vliv pozice součásti v paletě. Poté jsem provedl test v rámci jedné vsázky a porovnával jsem nauhličení pro jednotlivé pozice ve vsázce.

Dalšími testy jsem pak chtěl ukázat vliv doby jednoho cyklu na sledovanou hloubku nauhličení. Pro tyto testy bylo možno použít dvou časových nastavení cyklu - 25 minut a 30 minut. Toto omezení vyplývalo z nutnosti přeprogramování řídicího systému PLC automatů pro jiný časový cyklus, k čemuž nebyl vymezen prostor.

Ovládat uhlíkový potenciál C_p v nauhličovací peci jsem však mohl bez omezení - byly tedy testovány 4 druhy cementační atmosféry:

1. C_p sníženo oproti standardním hodnotám o 10 %

- nauhličovací zóna $C_p=0,9$ %

- difúzní zóna $C_p=0,81$ %
- zóna přípravy ke kalení 1 $C_p=0,72$ %

2. C_p sníženo oproti standardním hodnotám o 5 %

- nauhličovací zóna $C_p=0,95$ %
- difúzní zóna $C_p=0,855$ %
- zóna přípravy ke kalení 1 $C_p=0,808$ %

3. C_p udržováno na standardních hodnotách

- nauhličovací zóna $C_p=1,0$ %
- difúzní zóna $C_p=0,9$ %
- zóna přípravy ke kalení 1 $C_p=0,85$ %

4. C_p zvýšeno oproti standardním hodnotám o 5 %

- nauhličovací zóna $C_p=1,05$ %
- difúzní zóna $C_p=0,945$ %
- zóna přípravy ke kalení 1 $C_p=0,893$ %.

V poslední sérii testů jsem se zabýval rozdíly mezi cementací a nitrocementací v průběžné peci linky chemickotepelného zpracování. Jak bylo výše popsáno, šlo o vypouštění/nevpouštění plynného čpavku do předposlední zóny (zóna přípravy ke kalení 1) po dobu 20 minut během produkce a setrvání technologické palety v zóně.

Během testů byly do produkce vkládány i součásti jiných rozměrových i hmotnostních parametrů (hřídele) z důvodu porovnání výsledků nauhličení pro kola a hřídele při stejných parametrech nauhličení. Jedná se totiž o díly, které procházejí během produkce linkou chemicko-tepelného zpracování společně při totožných nauhličovacích podmínkách.

5.2 Laboratorní vybavení potřebné pro vyhodnocování experimentů

Kotoučová pila:

STRUERS Discotom – 65.

Napájení; výkon: AC3 x 380–415 V/50Hz; 4 kW.

Otáčky: 2500 min⁻¹.

Posuv: 0,5 mm.s⁻¹.

Zařízení k přípravě vzorku: STRUERS CitoPress – 10

Napájení: 200–240 V/50–60Hz.

Teplota: 180°C.

Doba: 3 min.

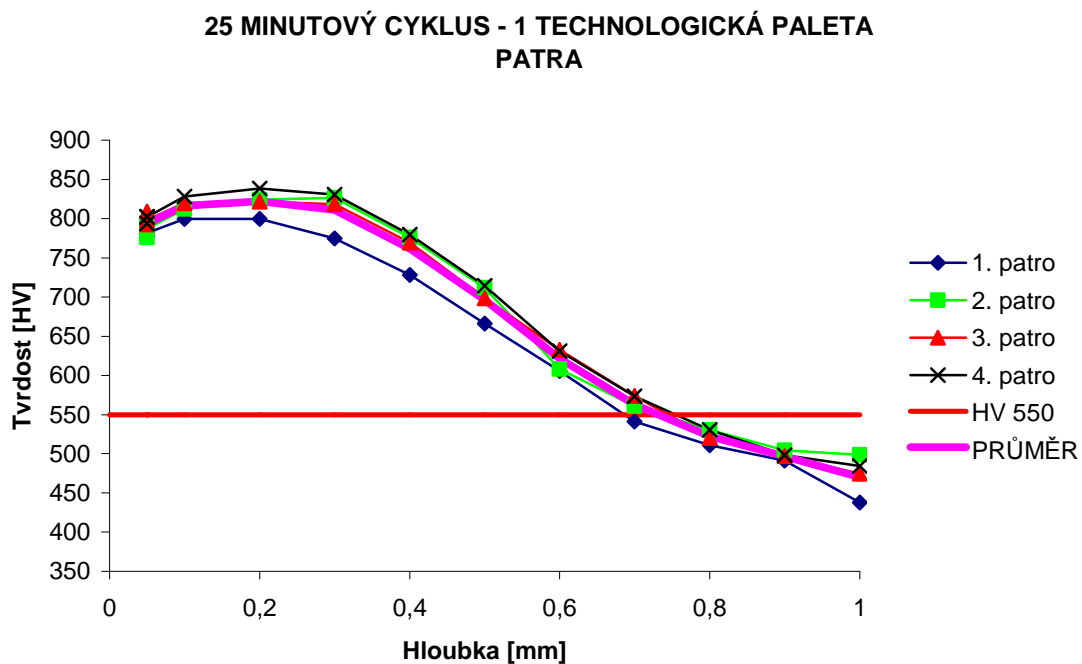
	Tlak: 250 Bar.
Leštička:	STRUERS TegraPol – 31.
	Napájení: 200-240 V/50-60Hz.
	Otáčky: 300 min ⁻¹ .
	Přítlak: 20 N.
Mikrotvrdoměr:	STRUERS Duramin – A300.
	Napájení: 230 V/50 – 60 Hz.
	Indentor: HV.
	Zatížení: 10 N.
Mikroskop:	NIKON Epiphot 200.
	Napájení lampy: 230 V/50–60 Hz.
	Zvětšení: 50x, 100x, 200x, 500x, 1000x.

5.3 Experimenty

Ke zjišťování efektivní hloubky nauhličení v milimetrech je určující tvrdost 550 HV. Tedy vzdálenost od povrchu materiálu k místu, kde součást dosáhne tvrdosti 550 HV, je brána jako nauhličená a zakalená vrstva.

5.3.1 Testování dílů z 1 technologické palety

Pro první zkoušky jsem použil díly z 1 technologické palety, které jsem odebíral po třech kusech z každého patra. Součásti v jednom patře jsem vybíral úhlopříčně postupně první z rohu, druhá ze středu a poslední z protějšího rohu.

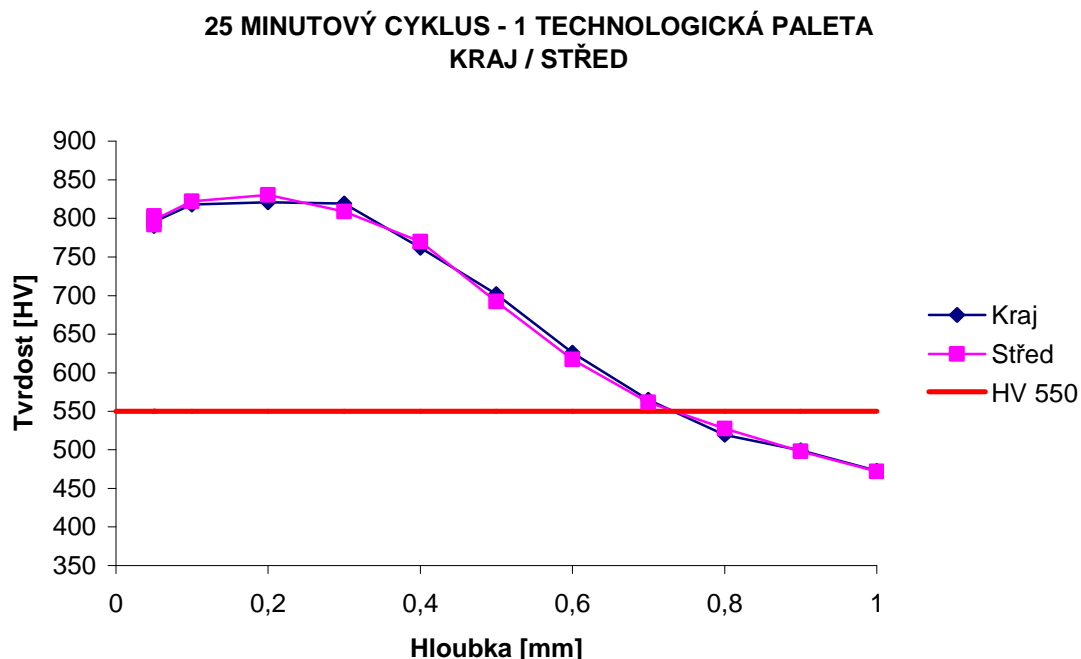


Obr. 32 PrŮběh tvrdosti nauhličené vrstvy – sledování jednotlivých pater technologické palety.

Patro	1.	2.	3.	4.
HV550 – hloubka nauhličení [mm]	0,683	0,740	0,750	0,753

Tab. 1 Zjištěné efektivní hloubky nauhličení.

U součástí z jednotlivých pater technologické palety se úrovně nauhličení liší se stoupajícím trendem (viz obr. 32) – toto však bylo vyvráceno u jiných technologických palet, které jsem zkoumal během odlišných podmínek nauhličování (viz přílohy 5, 8, 12).



Obr. 33 Průběh tvrdosti nauhličené vrstvy – porovnání krajních a středových pozic na paletě.

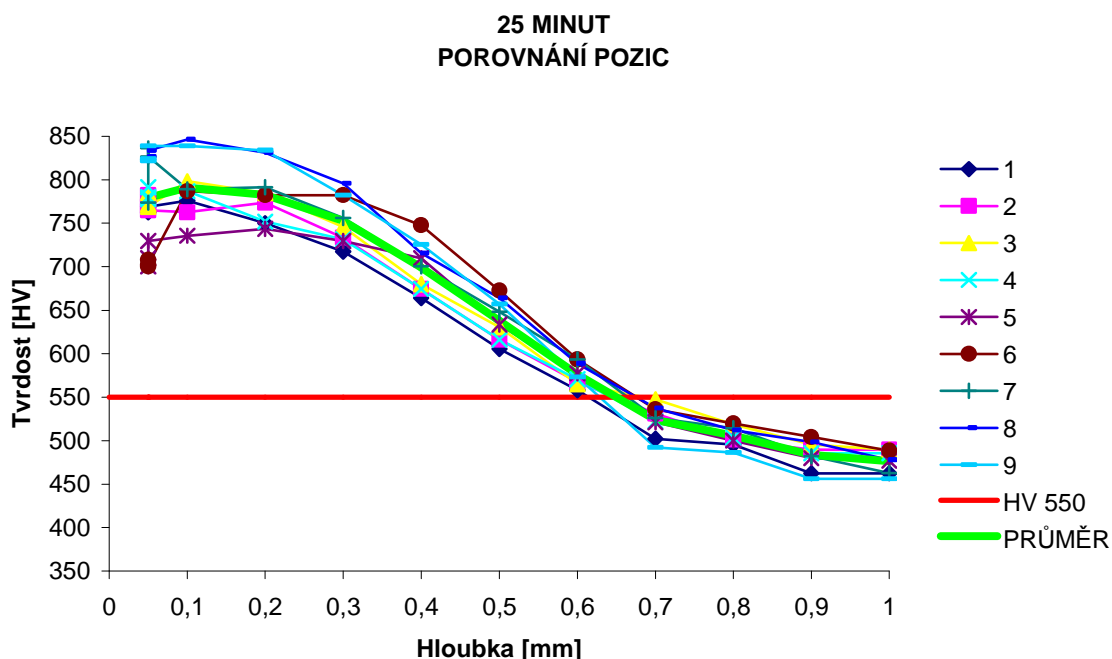
Na jedné technologické paletě jsem také sledoval rozdíly mezi součástmi, které jsou uprostřed palety a na jejím okraji (viz obr. 33). Výsledný rozdíl je však zanedbatelný, což potvrzují i další výsledky z odlišných podmínek nauhličování (viz přílohy 10, 16).

5.3.2 Testování dílů z jedné vsázky

Pro druhý test stability procesu jsem vyhodnocoval jednotlivé technologické palety v pořadí, jak jdou za sebou a porovnával jsem míru nauhličení pro jednotlivé pozice. Bylo nutné ověřit, že jakost cementované vrstvy není závislá od pozice součásti nejen v samotné technologické paletě, ale i od pozice v rámci celé vsázky.

Pro tento test jsem použil standardní podmínky atmosféry (viz kap. 5.1 / 3 bod) a čas cyklu 25 minut. Test jsem prováděl na devíti paletách v rámci jedné vsázky, kdy technologická paleta 1 a 9 (viz obr. 34) byla okrajovou paletou pro celou vsázku.

Součásti pro přípravu vzorků jsem odebíral ze středů všech testovaných technologických palet.



Obr. 34 Průběh tvrdosti nauhličené vrstvy – porovnání jednotlivých pozic vsázky.

Paleta č.	1.	2.	3.	4.	5.	6.	7.	8.	9.
HV550 – hloubka nauhličení [mm]	0,61	0,65	0,69	0,64	0,65	0,68	0,66	0,68	0,63

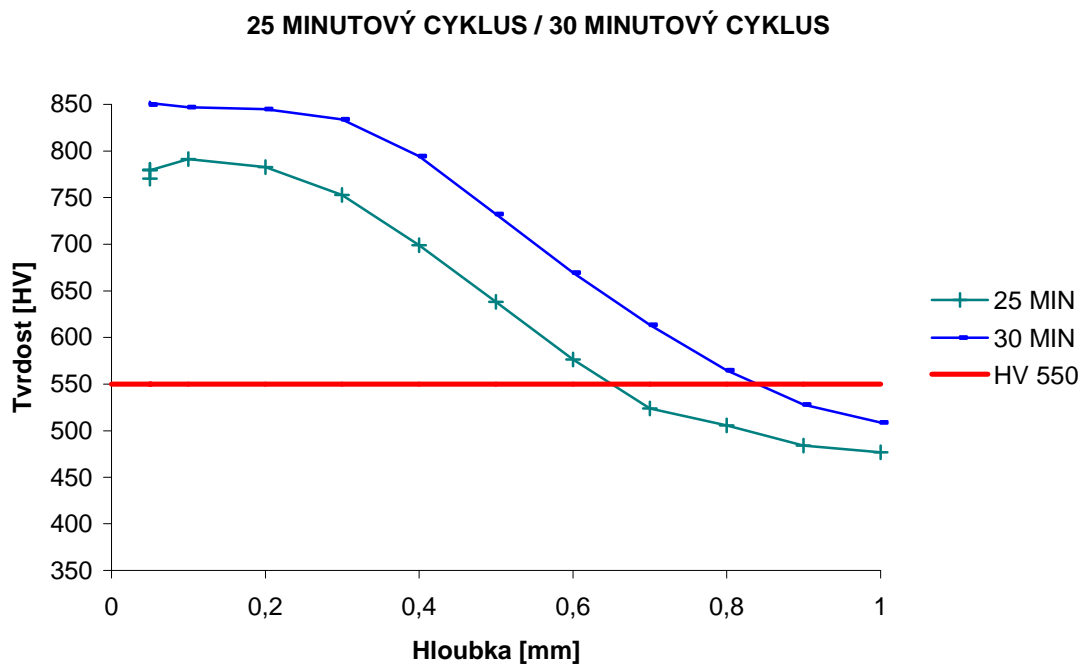
Tab. 2 Zjištěné efektivní hloubky nauhličení.

Z provedeného experimentu vyplývá, že hloubka nauhličení je v rámci tolerance (cca do 0,1 mm) konstantní. Pouze u první a poslední palety je zřejmý nárůst povrchové tvrdosti. Tento nárůst se vysvětluje jako důsledek nestandardních podmínek pro první a poslední technologickou paletu vsázky. Popsaný jev se však nevyskytuje vždy - viz přílohy porovnání jednotlivých pozic u 30 minutového cyklu.

Z tohoto důvodu je vhodné při hromadné produkci na lince chemicko-tepelného zpracování používat na začátku a na konci technologické palety naplněné zmetkovými kusy. Ze stejného důvodu nebyly, během testů s šesti-paletovými vsázkami, odebírány vzorky z 1. a 6. pozice.

5.3.3 Porovnání 25 minutového a 30 minutového cyklu

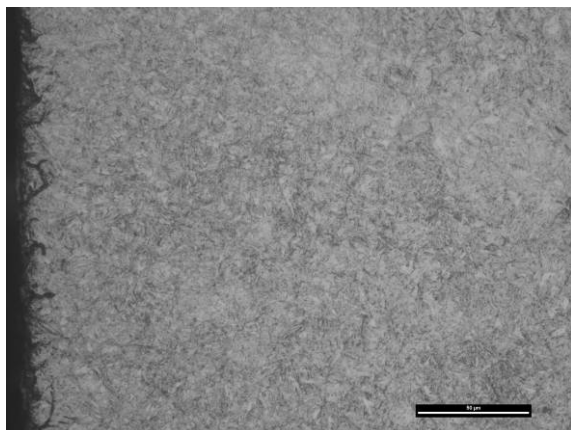
Experiment sestával z porovnání dvou totožných vsázek, které byly nauhličovány dvěma rozdílnými hodnotami časového cyklu za jinak stejných podmínek (viz obr. 35). Vzorky jsem připravoval ze součástí odebraných ze středu technologických palet.



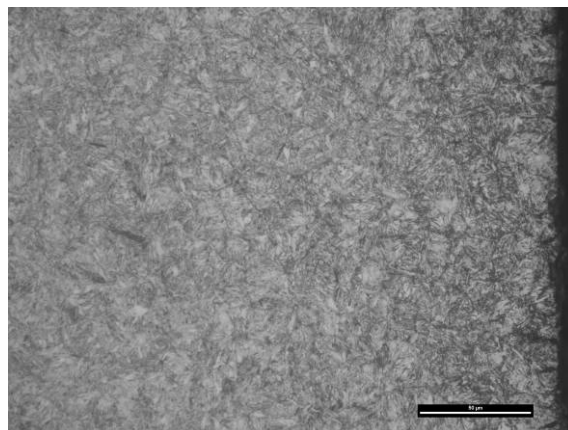
Obr. 35 Průběh tvrdosti nauhličené vrstvy – porovnání 25 minutového a 30 minutového cyklu.

	25 minutový cyklus	30 minutový cyklus
HV550 – hloubka nauhličení [mm]	0,654	0,846

Tab. 3 Zjištěné efektivní hloubky nauhličení.



Obr. 36 Mikrostruktura – 25 minutový cyklus (Zv..500x).

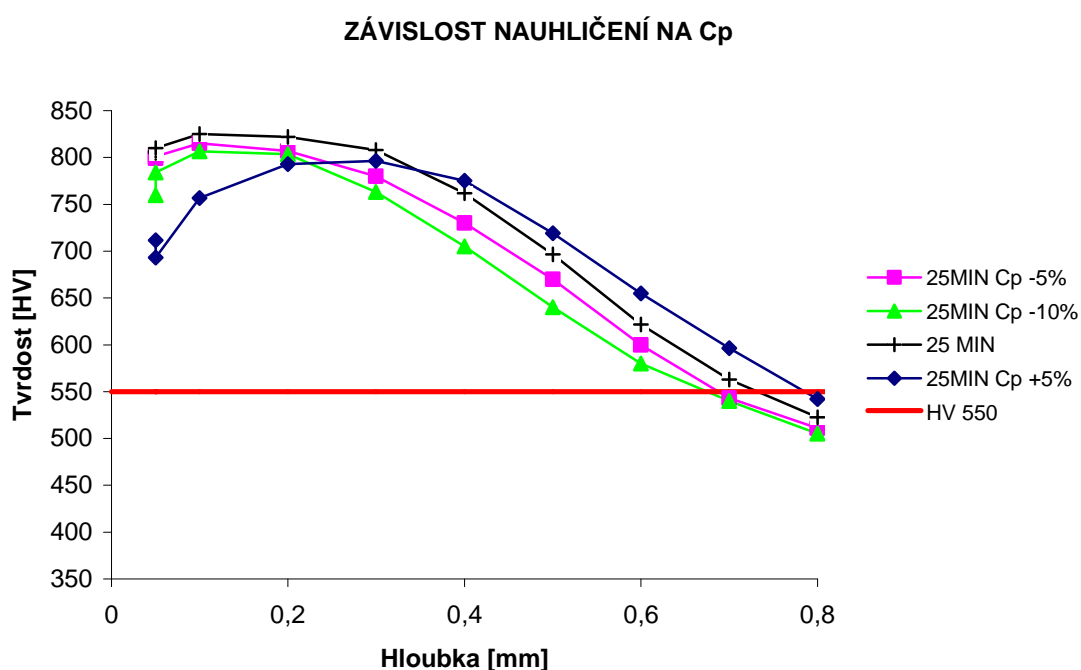


Obr. 37 Mikrostruktura – 30 minutový cyklus (Zv. 500x).

Prodloužená doba minutového cyklu má velký vliv na úroveň dosahované tvrdosti v celém průřezu povrchové vrstvy nauhličované součásti (viz obr. 35). Povrch součásti je více nauhličen, ale vlivem delšího pobytu součásti v peci při teplotách nad 850 °C, dochází ke zhrubnutí výsledné struktury. Tento jev je patrný z obrázků mikrostruktury (viz obr. 36 a obr. 37). Detailnější snímky viz přílohy 1 a 2.

5.3.4 Experiment s různými hodnotami uhlíkového potenciálu v pecní atmosféře

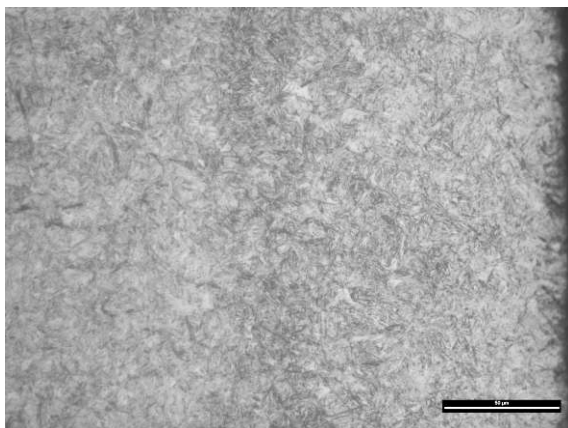
Během tohoto experimentu jsem ovlivňoval úroveň uhlíkového potenciálu ve všech řízených zónách nauhličovací pece (nauhličovací zóna, difúzní zóna, zóna přípravy ke kalení 1). Prováděl jsem testy s atmosférou o 5 % a 10 % chudší na obsah uhlíku, se standardní atmosférou a s atmosférou o 5 % bohatší na uhlík – tedy vyšší C_p . Výsledky jsou zobrazené na obr. 38.



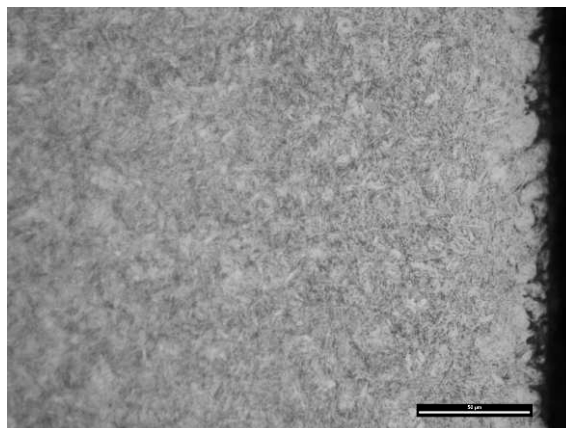
Obr. 38 Průběh tvrdosti nauhličené vrstvy – různé úrovně C_p během nauhličování.

C_p atmosféry	-10 %	-5 %	Standard	+5 %
HV550 – hloubka nauhličení [mm]	0,671	0,685	0,73	0,786

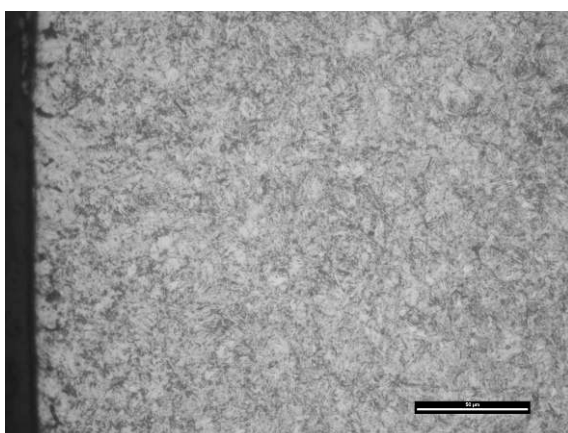
Tab. 4 Zjištěné efektivní hloubky nauhličení.



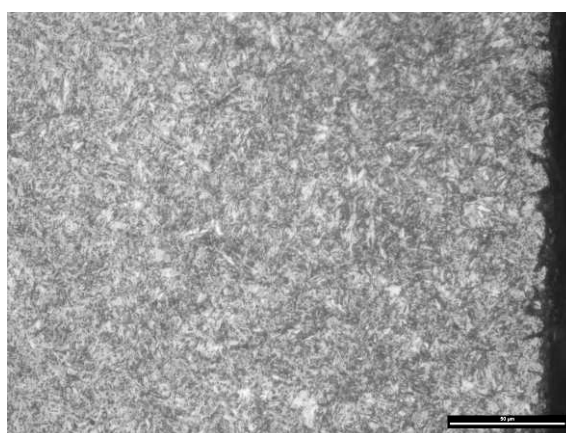
Obr. 39 Mikrostruktura – C_p -10 %
(Zv. 500x).



Obr. 41 Mikrostruktura – C_p standard
(Zv. 500x).



Obr. 40 Mikrostruktura – C_p -5 %
(Zv. 500x).



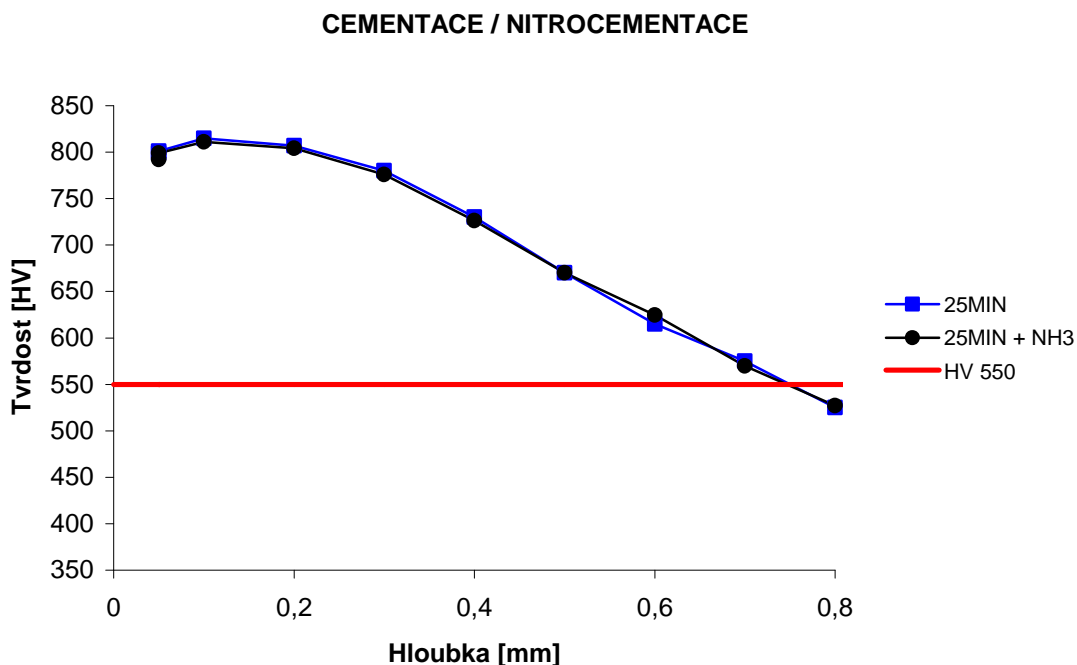
Obr. 42 Mikrostruktura – C_p +5 %
(Zv. 500x).

Všechny čtyři připravené podmínky, by byly pro výrobu z hlediska nastavených tolerancí akceptovatelné. Z toho poslední test, s atmosférou obohacenou oproti standardu C_p o 5 %, je již diskutabilní. Během testu došlo k mírnému přehličení, což se projevilo měkčí povrchovou vrstvou z důvodu většího podílu zbytkového austenitu. Tato vrstva by pak během fungování součásti ve stroji mohla způsobit jeho nižší životnost.

5.3.5 Experiment s přidáváním čpavku do zóny přípravy ke kalení 1

Průběžná nauhličovací pec, instalovaná na provozu linky tepelného zpracování, má mimo čistě cementačního cyklu i možnost nitrocementace. V posledním experimentu jsem nechal procházet dvě vsázky průběžnou pecí - 1. v čistě cementačním cyklu, 2. v nitrocementačním cyklu.

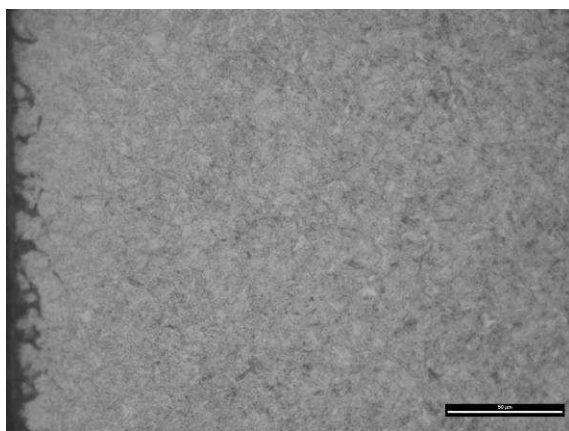
Nitrocementační cyklus je používán pouze pro součásti, které jsou ševingovány a jejich zuby mají oproti ostatním menší modul. Poslední obráběcí operace povrchu ozubení je tedy provedena před chemicko-tepelným zpracováním a na povrch těchto součástí jsou kladeny vyšší nároky než na jiné ševingované díly.



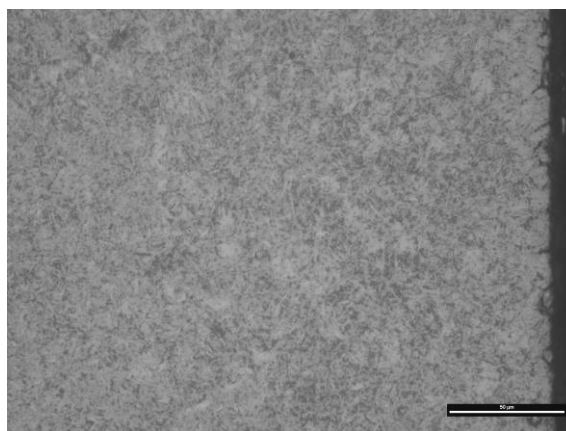
Obr. 43 Průběh tvrdosti nauhličené vrstvy – cementace / nitrocementace.

	Cementace	Nitrocementace
HV550 [mm] – hloubka nauhličení	0,749	0,746

Tab. 4 Zjištěné efektivní hloubky nauhličení.



Obr. 44 Mikrostruktura – cementace (Zv. 500x).



Obr. 45 Mikrostruktura – nitrocementace (Zv. 500x).

5.4 Vyhodnocení experimentů

Výsledky experimentů ukazují, že na hloubku nauhličené vrstvy mají (z nastavitelných parametrů) vliv čas (viz obr. 35) a uhlíkový potenciál atmosféry (viz obr. 38). Naopak pozice samotných součástí v technologických paletách (viz obr 33 a přílohy 5, 8, 10, 12, 16) nebo ve vsázce v rámci tolerancí vliv nemá a v testované míře ani čpavek vháněný do zóny přípravy ke kalení 1 (viz obr. 43).

Hloubku nauhličené vrstvy lze nejefektivněji ovlivňovat pomocí času jednoho cyklu. Pokud měníme úroveň uhlíkového potenciálu atmosféry v peci, tak se hloubka nauhličené vrstvy změní pouze málo, je zde velké nebezpečí vzniku nežádoucích struktur (viz příloha 11) a tvorby sazí v peci.

V případě nitrocementace se hloubka nauhličené vrstvy nezmění. Důvodem je jeho působení v zóně, kde součásti zůstávají pouze po dobu jednoho cyklu. Tedy nestihne ovlivnit ani proces samotné cementace, ani povrch znatelně nitridovat. Čpavek se v technologii používá pouze pro určité díly (asi 20 % produkce). Hlavním výsledkem jeho působení na cementovanou vrstvu, je zmenšení hloubky oxidace. Čpavek se však během produkce nepoužívá u všech součástí z důvodu minimalizace nákladů a to jak na samotnou technologii, tak i jeho skladování, manipulaci a ekologickou zátěž.

Dále jsem také porovnával výsledky pro součásti s rozdílným tvarem, jelikož se během hromadné produkce setkávají ve vsázkách. Tyto výsledky nejsou spojené s ovlivňováním parametrů nauhličování, přesto mají svou důležitost. Jsou tedy jako nezávislá reference uvedeny v přílohách 15, 16 a 17. Jedná se o srovnání typu součástí - ozubená kola a hřídele. Z výsledků (viz přílohy 15, 16 a 17) vyplývá, že ozubená kola se oproti hřídelím nauhličují přibližně o 5-10% více.

V hromadné produkci se však užívají tolerance, které již předem zohledňují pozorované odlišnosti. Pokud je tedy proces nastaven správně a probíhá dle zadaných výchozích parametrů, tak nedochází k výrobě zmetků.

6 Závěr

V diplomové práci byla použita teorie vysvětlující a popisující děje odehrávající se během technologie na lince chemicko-tepelného zpracování ve strojírenském podniku, kde jsem diplomovou práci zpracovával. Tento text tak poslouží jako výchozí materiál pro zaměstnance tohoto strojírenského podniku, kteří mají zájem poznat podstatu samotného procesu chemicko-tepelného zpracování. Zároveň bude tento text pomůckou při analýzách nastalých problémů, pokud se v budoucnu vyskytnou, nejen pro oddělení technologie chemicko-tepelného zpracování, ale také oddělení technologie obrábění a v neposlední řadě také oddělení kvality.

Obsahem experimentální části byla série ověření, které pomocí různého nastavení (především uhlíkového potenciálu pecní atmosféry) ukázaly správnost volby nastavení technologie. Z mnoha měření, které jsem prováděl v laboratoři na lince chemicko-tepelného zpracování, jsem byl schopen podrobně pozorovat chování technologického procesu během simulované hromadné produkce. Sledoval jsem nejen změny celé vsázky v závislosti na nastavených parametrech, ale i výsledky v rámci jednotlivých technologických palet a samotných kusů.

Rozptýl získaných výsledků i pozorované trendy v průběhu technologického procesu ukazují na toleranční pole a odůvodňují jejich rozměr. Tyto informace jsou proto důležité pro pochopení celého technologického procesu, jeho nastavení, vyhodnocování a možné optimalizace. Toto se netýká jen samotné technologie chemicko-tepelného zpracování, ale i kontroly kvality, která určuje, zda produkce linky proběhla v pořádku nebo se jedná o zmetky.

Použitá literatura a zdroje

- [1] JECH, J. *Tepelné zpracování oceli*. SNTL, 1983.
- [2] KORECKÝ, J. *Cementování oceli*. SNTL, 1957.
- [3] GREGORY, E. *The heat-treatment of steel*. Sir Isaac Pitman & sons, ltd., 1947.
- [4] JAREŠ, V. *Metalografie oceli*. Praha: ČSAV 1960.
- [5] SMÓLING, K. *Tepelné a chemicko-tepelné spracovanie v príkladoch 1*. Bratislava: Alfa, 1989.
- [6] ECOSOND, s.r.o. *Kurz tepelného zpracování*. Praha, 2005.
- [7] <http://tzs.kmm.zcu.cz/chemtep.pdf>
- [8] http://www.vscht.cz/met/stranky/vyuka/labcv/labor/fm_tepelne_zprac_oceli/fec.htm
- [9] http://www.vscht.cz/met/stranky/vyuka/labcv/labor/fm_tepelne_zprac_oceli/teorie2.htm
- [10] [http://old.fst.zcu.cz/_files_web_FST/_SP_FST\(SVOC\)/_2008/_sbornik/PapersPdf/Bc/Martinkova_Jana.pdf](http://old.fst.zcu.cz/_files_web_FST/_SP_FST(SVOC)/_2008/_sbornik/PapersPdf/Bc/Martinkova_Jana.pdf)
- [11] http://homel.vsb.cz/~dos106/PovrchoveUpravy_aTepelneZpracovani.pdf
- [12] http://www.ateam.ic.cz/rozpad_austenitu.pdf
- [13] http://www.ateam.zcu.cz/tep_zprac.pdf
- [14] <http://tzs.kmm.zcu.cz/TZSprcelk.pdf>